

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**MODELACIÓN MATEMÁTICA DEL PROCESO
TEMPCORE PARA LA PRODUCCIÓN DE
VARILLAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA**

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**PRESENTA
ORLANDO NIÑO PEREZ**

CIUDAD UNIVERSITARIA

FEBRERO DEL 2008

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**MODELACIÓN MATEMÁTICA DEL PROCESO
TEMPCORE PARA LA PRODUCCIÓN DE
VARILLAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA**

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES**

PRESENTA

ORLANDO NIÑO PEREZ

CIUDAD UNIVERSITARIA

FEBRERO DEL 2008

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Modelación Matemática del Proceso Tempcore para la Producción de Varillas de Acero de Alta Resistencia”, realizada por el alumno Orlando Niño Pérez, matrícula 0971928, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Dora Irma Martínez Delgado

Coasesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor
Dr. Carlos Lizcano Zulaica

Vo.Bo.
Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez
Subdirector de Estudios de Posgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N.L. Febrero del 2008

AGRADECIMIENTOS

A DIOS porque me da la oportunidad de estar vivo y me permite compartir mi vida con mis padres, mis amigos, mi esposa y siempre esta a nuestro lado. A mi santísima madre la virgen María que siempre pide por nosotros y a quien quiero mucho.

Agradezco los apoyos económicos brindados por el CONACYT para la realización del presente trabajo y a la Universidad Autónoma de Nuevo León por medio de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por el apoyo durante mis estudios de postgrado.

A mis padres Magdaleno Niño Martínez y Maria de los Ángeles Pérez Cuellar que me han educado y siempre apoyado en cada paso que doy. A mi esposa Pamela López que me anima a siempre a seguir adelante.

A la Doctora Dora Irma Martínez por la oportunidad que me dio de trabajar con ella y por todos sus ánimos para terminar la tesis además de valiosos consejos, al Dr. Colás por todos sus valiosos comentarios y disponibilidad en todo momento. Al Dr. Carlos Lizcano a quien admiro mucho y mi ejemplo a seguir, al Ingeniero Omar Cerda por el ejemplo que me dio de trabajo y entusiasmo así como la invaluable amistad que todos me han brindado.

A todos mis amigos por todos los buenos momentos que pasamos juntos durante la maestría, el Oscar, Mike, Jorge, Juanito, Lili, Yuri, Teresita, Dione, Luis, una lista a quien no quisiera excluir a nadie, gracias a todos por el ánimo que siempre me dieron para terminar.

DEDICATORIA

A DIOS porque me da la oportunidad de vivir ésta nueva experiencia.

A mis padres Magdaleno Niño Martínez y Maria de los Ángeles Pérez Cuellar.

A mi esposa Pamela López

A todos los que profesores del Doctorado por el apoyo en la realización de éste trabajo.

PRÓLOGO

El sector industrial del país actualmente requiere de desarrollos tecnológicos y contribuciones técnicas de alto valor agregado dentro de sus procesos y por consiguiente en sus productos, para lograr lo anterior se requiere establecer metodologías de investigación y desarrollo, lideradas por recursos humanos altamente capacitados en conocimientos científico-técnicos. En este trabajo se desarrolla la modelación matemática del proceso de tratamiento térmico superficial de acero bajo carbono utilizados en la industria de la construcción en forma de varillas, donde un gran intervalo de propiedades mecánicas se puedan obtener, con el objetivo de conocer la forma en que los parámetros de producción afectan finalmente las propiedades mecánicas de las varillas. Es de gran relevancia para las plantas de producción, sin recurrir en costos adicionales en la producción industrial.

La comprensión de los parámetros de operación del proceso de temple superficial, conocido como tempcore, es necesaria para que se logren las mejores propiedades de la aleación y obtener el mejor rendimiento del equipo instalado. El autor Orlando Niño Pérez inicia con una disertación planteando una hipótesis clara y directa: la variación de los diferentes parámetros tales como: temperatura de entrada de la varilla a los cañones de temple, tiempo de temple, flujo de agua de los cañones, temperatura final o de revenido poseen un rol importante en la obtención de mejores propiedades mecánicas en el proceso de temple superficial. Se realizó la experimentación en un planta piloto que simula las condiciones del proceso tempcore; posteriormente se desarrolló un modelo matemático de dicho tratamiento térmico utilizando el método de elemento finito, obteniendo los perfiles de temperatura que experimenta la varilla a lo largo de su sección transversal, con esto se desea predecir las fases presentes en la estructura interna de la varilla. Además, se propone un modelo estadístico correlacionando las propiedades mecánicas de las varillas con los parámetros de operación.

El conocimiento generado contribuyó significativamente en el entendimiento y control de las condiciones operativas óptimas del proceso de temple superficial. Invito a los profesionistas que están trabajando con aleaciones para la industria de la construcción, a los estudiantes y al lector en general a estudiar el presente trabajo. No solo contribuirá a la solución de problemas prácticos, sino que será de gran interés para aquellos interesados en los últimos avances de la ciencia en general y desarrollo tecnológico.

Dra. Dora Irma Martínez Delgado
Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales
FIME - UANL

ÍNDICE

	Página
DEDICATORIA.....	i
AGRADECIMIENTOS.....	ii
PRÓLOGO.....	iii
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....	1
 CAPÍTULO 2 ACEROS AL CARBONO.....	 4
2.1 Aceros al carbono.- Generalidades.....	4
2.1.2 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono.....	7
2.1.3 Efecto de los elementos aleantes.....	11
2.1.4 Mecanismos de endurecimiento del hierro y sus aleaciones.....	14
2.1.5 Tratamientos térmicos del acero.....	17
2.2 Transformaciones de fases en aceros.....	21
2.2.1 Nucleación homogénea en sólidos.....	26
2.2.2 Nucleación heterogénea.....	27
2.2.3 Generalidades de cinética de transformación.- Diagramas TTT.....	29
2.2.4 Transformaciones sin difusión.....	31
2.2.5 Cálculo de diagramas TTT para aceros.....	33
 CAPÍTULO 3 TÉCNICAS NUMÉRICAS.....	 36
3.1 Introducción.....	36
3.2 Método de elemento finito.....	36
3.2.1 Etapas de análisis.....	38
3.2.2 Aproximación para obtener las propiedades de los elementos.....	41
3.3 Ajuste de modelos de regresión.....	43
3.3.1 Método de superficie de respuesta.....	43
 CAPÍTULO 4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	 47
4.1 Introducción.....	47
4.2 Planta piloto.....	48
4.2.1 Mufla de homogenización.....	49
4.2.2 Sistema de medición de temperatura de entrada.....	50
4.2.3 Sistema de enfriamiento.....	50
4.2.4 Medición del tiempo de temple.....	51
4.2.5 Medición del flujo de agua.....	52
4.2.6 Sistema de medición de temperatura de salida.....	52
4.3 Diseño de experimentos.....	53
4.4 Análisis metalográfico.....	56
4.5 Pruebas mecánicas.....	56
4.5.1 Pruebas de tensión.....	57

4.5.2 Microdurezas.....	58
4.6 Desarrollo del modelo de elementos finitos.....	59
4.6.1 Coeficiente de transferencia de calor por convección.....	59
 CAPITULO 5 RESULTADOS Y DISCUSION	63
5.1 Análisis químico y microestructural.....	63
5.2 Resultados de simulación.....	76
5.3 Propiedades mecánicas.....	90
5.4 Análisis de regresión.....	95
 CAPITULO 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	101
6.1 Conclusiones.....	101
6.2 Recomendaciones.....	103
 LISTA DE TABLAS.....	104
LISTA DE FIGURAS.....	105
BIBLIOGRAFIA.....	109
APENDICE A: Propiedades mecánicas y termofísicas del acero 1020.....	112
APENDICE B: Coeficientes de transferencia de calor	114
APENDICE C: Perfiles térmicos de la simulación con tiempo de temple promedio....	121
APENDICE D: Fases presentes y tamaño de grano.....	126

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El proceso Tempcore fue desarrollado en Bélgica en el año de 1974 y es utilizado para producir varillas de acero de baja aleación, con propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad adecuadas para la industria de la construcción, este proceso consiste en un tratamiento térmico de temple que se realiza en tres etapas:

La primera etapa se da cuando la varilla pasa a través de una sección de enfriamiento brusco con agua, de tal manera que en la superficie se forma una capa de martensita cuyo espesor depende de la severidad del enfriamiento, mientras el núcleo permanece aún en la fase austenita (γ).

La segunda etapa del proceso se lleva a cabo cuando la varilla deja la sección de enfriamiento brusco y el gradiente de temperatura entre la superficie y el núcleo da como resultado un auto revenido de la martensita formada.

Finalmente, la tercera etapa consiste en la transformación del núcleo que se encuentra inicialmente en fase austenita y se transforma en ferrita, perlita y bainita, o simplemente ferrita y perlita; ver figura 1.

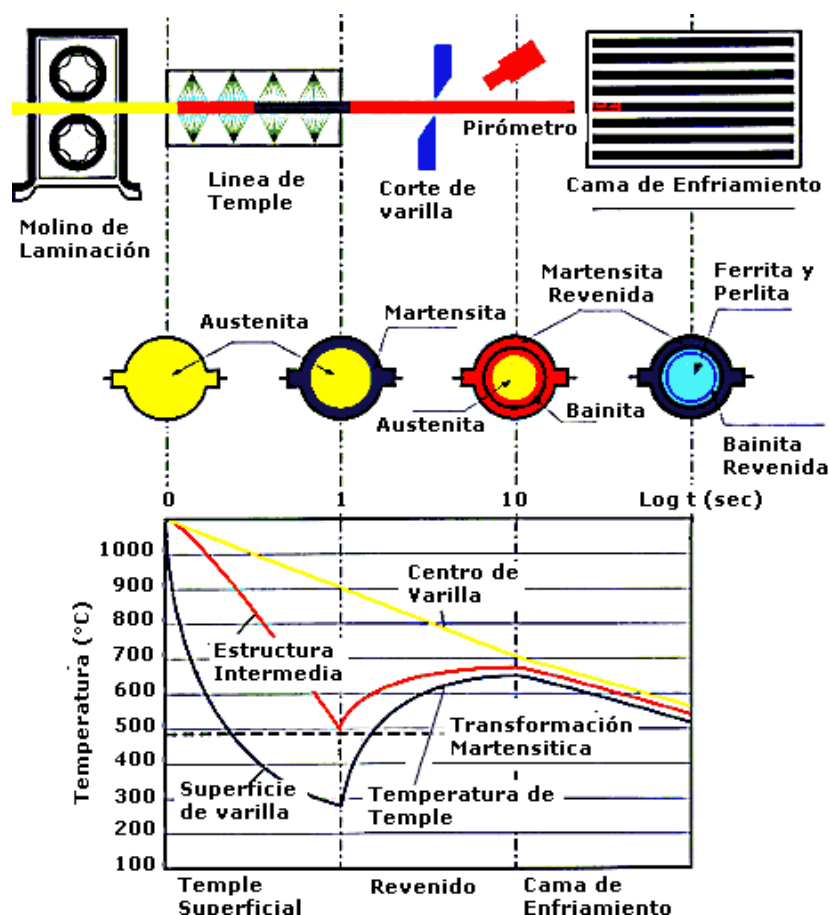


Figura 1.- Diagrama esquemático del proceso TEMPCORE, perfiles de temperatura y fases presentes durante el termo tratado (temple superficial).

En la figura anterior se muestran los perfiles de temperatura que experimenta la varilla de un acero hipoeutectoide en diferentes puntos, es decir en la superficie, a una distancia de la superficie y en el centro de la varilla, de las tres curvas de temperatura, la superficie muestra un enfriamiento más brusco, lo que promueve la formación de un anillo de martensita en la superficie de la varilla.

Una vez que la varilla sale de la zona de temple, el flujo de calor del centro de la varilla propicia el auto revenido de la martensita formada, y la transformación del núcleo de la varilla en una estructura de ferrita y perlita en la cama de enfriamiento.

Este proceso tiene ventajas económicas respecto a los otros tipos de reforzamiento (agregado de elementos aleantes o de trabajo mecánico) debido a que sólo

se requiere de agua de proceso para llevar a cabo el tratamiento térmico de temple superficial.

Debido a que en las estructuras de edificios, estadios, puentes, viviendas, etc. se presentan esfuerzos tanto de compresión, tensión y flexión, es necesario contar con materiales de alta resistencia y ductilidad para asegurar un buen desempeño de las estructuras. Esto ha dado la pauta para buscar formas de obtener tales propiedades sin recurrir en costos significativos para su obtención.

Conocer la forma en que los parámetros de proceso afectan las propiedades finales de la varilla para construcción es de gran relevancia para las personas que trabajan en las plantas de producción, de tal manera que el objetivo del presente trabajo es en primer instancia obtener un modelo de correlación entre los parámetros de temple, que son: tiempo, temperatura de entrada a cañones de temple y flujo de agua, con las propiedades mecánicas de resistencia máxima y microdureza. El modelo de correlación se obtendrá a partir de los resultados obtenidos de la matriz de experimentos que se desarrolló con un diseño factorial y fue ejecutada en una planta piloto construida para facilitar la ejecución de la experimentación sin recurrir a la planta industrial.

Posteriormente, se obtendrá la modelación matemática de la evolución térmica y que experimenta la varilla por el tratamiento térmico, para esto se construirán las curvas de enfriamiento continuo así como las bases para la posterior construcción de los diagramas TTT mediante el método de elemento finito utilizando el paquete comercial ABAQUS, se desean obtener los perfiles de temperatura que experimenta la varilla a lo largo de su sección transversal, con esto en trabajos futuros se buscará predecir las fases presentes en la estructura interna de la varilla. Se compararán los perfiles térmicos obtenidos del software ABAQUS/Standard con la simulación del temple utilizando el software MAGMA (módulo de aceros) con fines de validación del modelo.

CAPÍTULO 2

ACEROS AL CARBONO

2.1 Aceros al Carbono.- Generalidades

El acero en la actualidad es una de las aleaciones metálicas más conocidas y utilizadas, pues ha contribuido grandemente al desarrollo de la industria metalúrgica a nivel mundial.

El desarrollo del acero se debe principalmente a la gama tan variada de propiedades que presenta, tanto de resistencia, ductilidad y tenacidad, además se cuenta con procedimientos de fabricación relativamente simples que permiten desarrollar gran cantidad de piezas para aplicaciones diversas, como automóviles, aviones, edificios, puentes, ferrocarriles, máquinas etc.

Los aceros se clasifican de acuerdo a ciertas características comunes, la más utilizada se basa en su composición química, después en su resistencia a la cedencia o la resistencia máxima, entre muchas otras clasificaciones.

En la Tabla 1 se muestra la clasificación de los aceros en base al contenido de carbono y elementos aleantes.

Tabla 1. Clasificación de los aceros según su composición química [Ref.1]

Contenido de Carbono	Contenido de Aleación
Bajo Carbono, menos de 0.25% C	Carbono simples, sin elementos de aleación, salvo Mn hasta 1.65%
Medio Carbono, 0.25 – 0.55% C	Baja aleación, contenido total de aleantes < 5%
Alto Carbono, mas de 0.55% C	Alta aleación, contenido total de aleantes > 5%
Aceros para herramienta	
Aceros Inoxidables	

El hierro puro existe en dos formas cristalinas: una cúbica centrada en el cuerpo “CC” (hierro α , ferrita) que permanece estable a bajas temperaturas (debajo de 910° C, punto A3), a temperaturas por arriba de 910° C se transforma a hierro- γ la cual tiene una estructura cúbica centrada en las caras “CCC” (austenita). La austenita permanece estable hasta 1390° C (punto A4), arriba de esta temperatura se vuelve a transformar a CC (hierro- δ) que permanece estable hasta el punto de fusión de 1536° C.

Los detalles de las geometrías de las celdas unitarias del hierro α y γ son de relevante importancia debido a que de esto dependen la solubilidad, la difusividad de elementos aleantes y el comportamiento general durante la deformación plástica. En las figuras 2.1 y 2.2 se presentan las geometrías de CC y CCC.

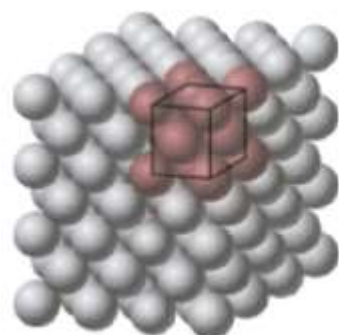
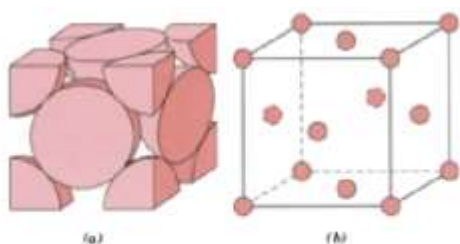


Figura 2.1. Estructura CCC [Ref. 2]

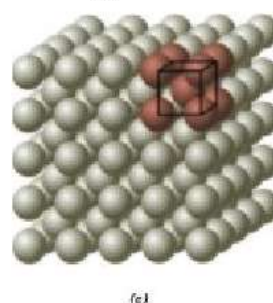
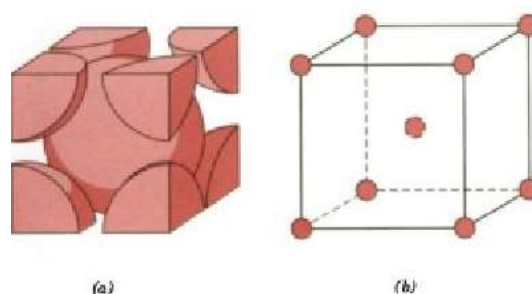


Figura 2.2 Estructura CC [Ref. 2]

La estructura de la ferrita (CC) es menos compacta que la estructura que presenta la austenita (CCC). Ambas estructuras presentan espacios intersticiales tetraédricos y octaédricos, sin embargo los espacios más grandes de la estructura CC son los tetraédricos mientras que para la estructura CCC los espacios octaédricos [Ref. 3]. Es importante notar que aún cuando la estructura CCC es más compacta que la CC, en ésta se presentan espacios intersticiales más grandes. En la Tabla 2 se presentan los tamaños más grandes de esferas que pueden ocupar estos espacios intersticiales.

Tabla 2. Tamaño de esferas que caben en intersticios de estructuras CC y CCC en Ångstrom [Ref. 3]

Estructura	Geometría de Intersticio	Radio (Å)	Radio libre en hierro (Å)
CC	Tetraédrico	0.29	0.37
	Octaédrico	0.15	0.19
CCC	Tetraédrico	0.23	0.28
	Octaédrico	0.41	0.51

Dependiendo del tamaño de los átomos de los elementos que pueden ocupar los espacios de la estructura cristalina, ésta presenta una distorsión en su geometría. Los

elementos con tamaños semejantes al del hierro pueden formar una solución sólida sustitucional con los átomos de hierro (Mn, Ni, Cr, etc.), o una solución sólida intersticial en el caso de que los tamaños de los elementos sean menores a los del hierro (C, N, etc.) [Ref.3].

La presencia de pequeñas concentraciones de carbono (por ejemplo de 0.1- 0.2 % peso) tiene un gran efecto en la resistencia en el hierro, en general se ha observado que cada 10 puntos de carbono (0.10%) elevan la resistencia en aproximadamente 88.2 MPa [Ref. 4].

La solubilidad en la fase austenita es mayor debido a que existen espacios más grandes que en la ferrita. Las marcadas diferencias en solubilidad de los solutos intersticiales en ferrita y austenita son de gran importancia en los tratamientos térmicos del acero.

Como aspecto importante, se reporta en la literatura que por debajo de 720° C, las solubilidades del C y N en ferrita son extremadamente bajas, por eso es de esperarse que durante simples tratamientos térmicos, los excesos de carbono y nitrógeno precipitarán. Esto podría pasar en tratamientos como el temple donde la solubilidad de C varía en casi tres órdenes de magnitud entre 720° C y 20° C.

2.1.2 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono

Un estudio de la constitución y de la estructura que se encuentra en un acero, debe comenzar con el diagrama de equilibrio hierro-carbono. Las fases que se encuentran en el diagrama siempre se presentan en los aceros, aunque es de vital importancia el considerar los efectos que causarían la presencia de elementos aleantes en la formación y propiedades de estas fases.

El campo de la austenita es mucho mayor que el que presenta la ferrita, esto refleja la mayor solubilidad de carbono en austenita que es de 2% a 1147° C, ver figura 2.3. Cuando se lleva a cabo el temple de una pieza desde la región de la austenita, se forma una solución sólida sobresaturada de carbono en el hierro. La ferrita presenta una máxima solubilidad de 0.02% de C a 723° C.

Esta gran diferencia de solubilidades resulta en la precipitación del carbono como forma de carburos en las fronteras de grano de la austenita, esta transformación ocurre durante la reacción eutectoide.

Existen algunas temperaturas o puntos críticos en el diagrama que son importantes. Primeramente está la temperatura A_1 en la que se lleva a cabo la reacción eutectoide (P-S-K), que es 723° C, también se encuentra la temperatura A_3 que es cuando la ferrita se transforma a austenita, para el hierro puro es 910° C pero esta temperatura es disminuida conforme aumenta la adición de carbono (G-S). El tercer punto es A_4 en el cual la austenita se transforma en hierro δ a 1390° C y se incrementa cuando aumenta el contenido de carbono. El punto A_2 es el punto de Curie que es cuando el hierro cambia su condición a paramagnético y es a la temperatura de 769° C pero no involucra cambio en estructura [Ref. 5].

Los aceros que contienen menos de 0.8% C son llamados aleaciones hipo-eutectoides con ferrita y perlita como constituyentes, y las relativas fracciones de volumen son determinadas mediante la regla de la palanca. Contenidos mayores a 0.8% C son llamadas aleaciones hiper-eutectoides.

La nucleación y crecimiento de estas fases (ferrita, perlita y cementita) determinan los factores que controlan sus morfologías.

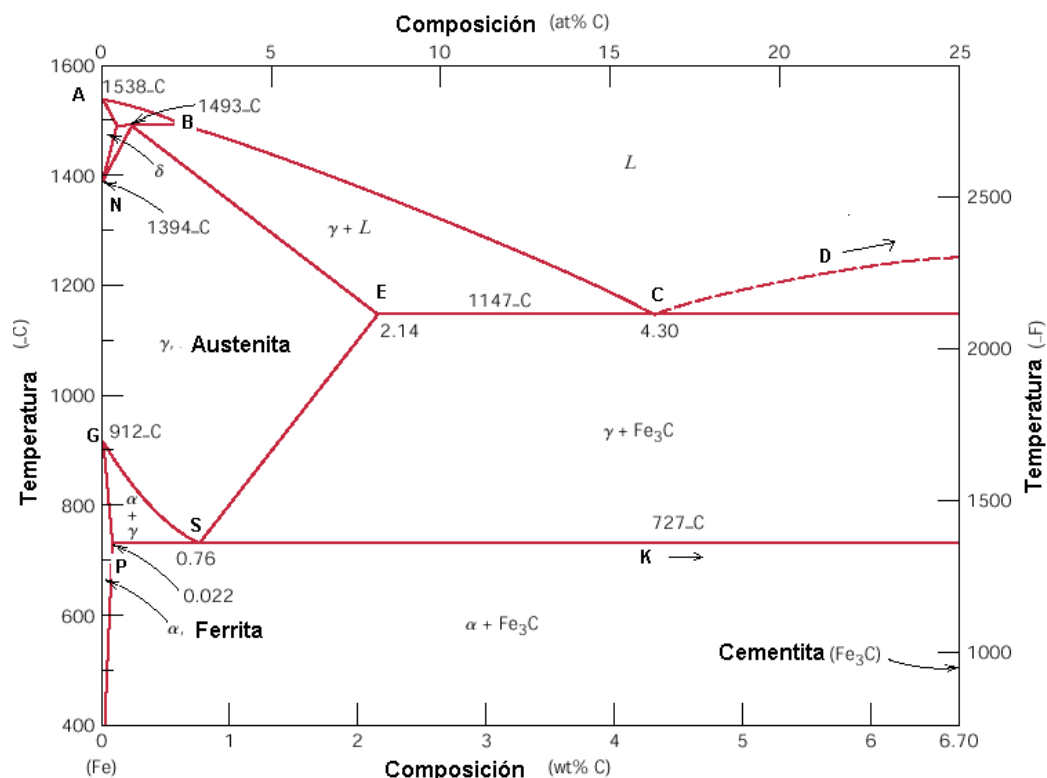


Figura 2.3. Diagrama hierro carbono [Ref. 2]

Como resultado de una investigación del comportamiento de aceros, Dubé propuso una clasificación de morfologías de la ferrita que ocurre conforme la temperatura de transformación disminuye [Ref. 3]:

- (1) Frontera de grano alotriomorfa: Éstos son cristales que nuclean en los límites de grano de la austenita; a temperaturas más altas (800-850° C) tienen fronteras curvadas con la austenita. Son normalmente de forma equiaxial o lenticulares. Conforme la temperatura de transformación es disminuida, estos cristales desarrollan caras en por lo menos un lado, pero muy seguido en ambos lados de la frontera de grano.
- (2) Placas Widmanstätten: Éstas placas nuclean en las fronteras de grano de austenita, pero crecen a lo largo de un plano bien definido de la matriz. Ellos nuclean directamente de los límites de grano, o nuclean sobre ferritas alitromorfas pre-existentes.

- (3) Idiomorfa intragranular: Éstas comprenden cristales equiaxiales que nuclean dentro del grano de austenita y poseen fronteras curvadas irregulares o fronteras con características cristalográficas mejor definidas.
- (4) Placas intragranulares: Estas placas son similares a las que crecen de las fronteras de grano, pero éstas nuclean completamente dentro de los granos de austenita.

Esta clasificación también aplica igualmente bien para varias morfologías de la cementita formada a menores temperaturas de transformación.

El estudio de la transformación de austenita bajo condiciones isotérmicas se analiza con un diagrama TTT que tiene una forma de C donde la nariz de la curva representa la temperatura en la cual la reacción se lleva a cabo más rápido. Se representa el comienzo y terminación de la transformación en un rango de temperatura. La curva TTT aplica estrictamente a la nucleación y crecimiento de una fase en austenita, pero a menores temperaturas existen otras fases, como bainita y martensita, ver figura 2.4 [Ref. 2].

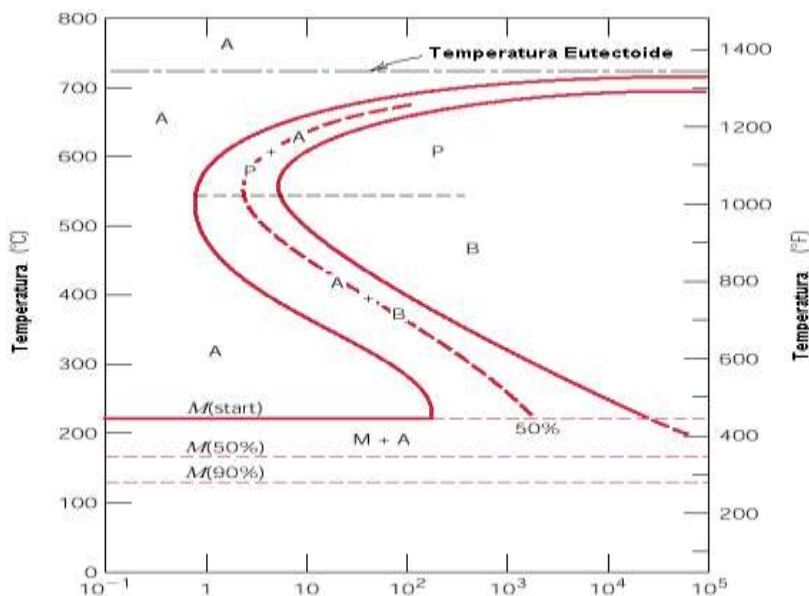


Figura 2.4. Diagrama TTT para un acero eutectoide, A, austenita, B, bainita, M martensita, P, perlita [Ref. 2]

2.1.3 Efecto de los elementos aleantes.

Todos los aceros contienen cantidades de elementos aleantes, las cuales tienen un efecto directo sobre las propiedades del acero, por esto es importante conocer de una forma general que efecto tiene cierto elemento de aleación sobre las propiedades del acero.

Este apartado se dedica a tener un panorama general de la influencia en el acero de algunos elementos.

Los elementos aleantes pueden influenciar el diagrama de equilibrio en dos formas:

(A) Expandiendo el campo de la fase austenita y son conocidos como estabilizadores de austenita.

(B) Disminuyendo el campo de la austenita, y son conocidos como estabilizadores de ferrita.

Para los formadores de ferrita el cambio de entalpía ΔH es positivo, mientras que para los formadores de austenita es negativo. El cambio de entalpía, se define como el calor absorbido por unidad de disolución de soluto en fase austenita menos el calor absorbido por unidad de soluto que disuelve en ferrita.

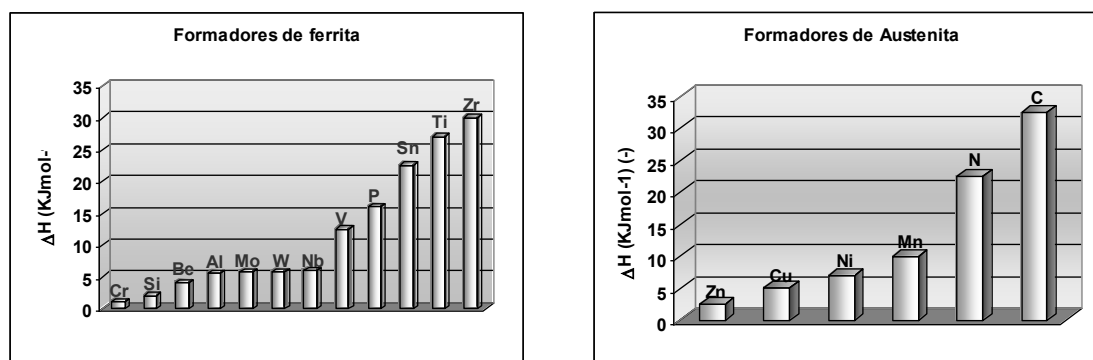


Figura 2.5. Influencia Relativa de los elementos formadores de ferrita o formadores de austenita [Ref. 3]

Si se agrega una alta concentración de Ni y Mn se eliminan completamente el hierro α (CC) y lo reemplaza con la fase γ (CCC) a bajas temperaturas, es decir

disminuyen las temperaturas A_1 y A_3 . Con esto es posible que se presente austenita metaestable a temperatura ambiente cuando se ha realizado un temple desde la fase de austenita.

Existen elementos tales como Ni, Cu, P, Si, los cuales entran sólo en la fase ferrita debida a que sus solubilidades en cementita son muy bajas. El Cr, Mo, V, Ti, W, Ni forman carburos estables y también entran en la ferrita a la que endurecen, a diferencia del Mn que no forma carburos sino que entra en solución con la Fe_3C [Ref.5].

Los elementos de aleación desplazan el diagrama TTT de un acero simple hacia la derecha, es decir se promueven tiempos de transformación más largos, facilitando el temple. Sin embargo un pequeño grupo de elementos desplazan el diagrama a tiempos más cortos como el cobalto. El Mn y el Mo son los elementos que ejercen una influencia mayor en la templabilidad, como se puede observar en la figura 2.6.

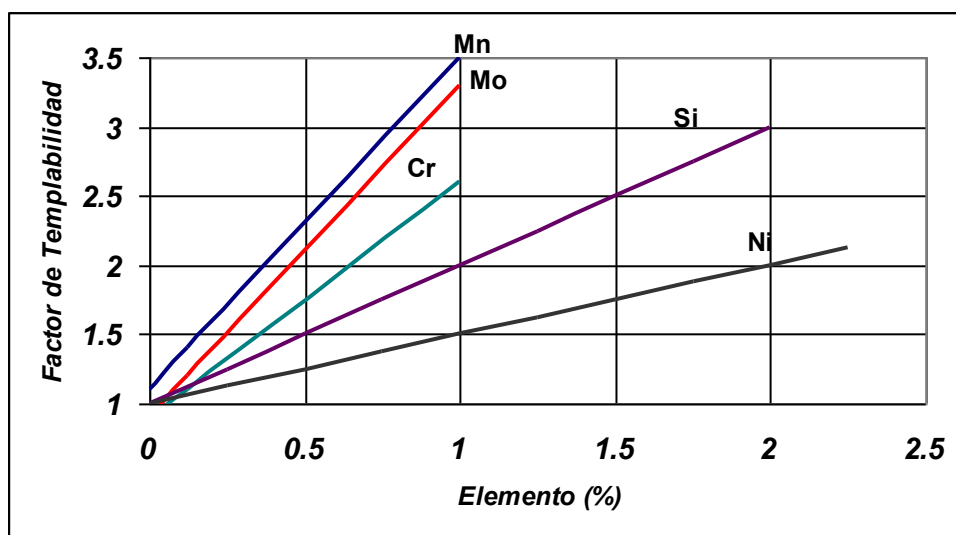


Figura 2.6. Factor de templabilidad de los principales elementos de aleación [Ref. 6].

En general una parte de carbono tiene el mismo efecto que ocho partes de manganeso, aunque en la práctica suele oscilar entre 6 y 14. En la literatura se señala que cada 10 puntos de manganeso (0.10%) incrementa la resistencia a la tensión en 15.19MPa [Ref. 5].

Todos los elementos formadores de carburos tienden a desplazar la curva hacia la derecha. Estos elementos tienden a elevar las zonas de transformaciones perlíticas y descender la temperatura correspondiente a las reacciones intermedias.

Los aleantes en el revenido tienden a dificultar el ablandamiento de los aceros; como antes se mencionó, los elementos formadores de carburos son los que ejercen mayor influencia y modifican completamente las curvas de revenido.

La presencia del fósforo y del azufre es perjudicial para la calidad de los aceros, procurándose siempre eliminarlos del proceso de fabricación. En general, se recomienda que en los aceros ordinarios el contenido de estos elementos no pase el 0.06% y en aceros de calidad suelen exigir porcentajes de fósforo y azufre inferiores a 0.03%. Los efectos perjudiciales de estos elementos ocasionan alargamientos o resilencias muy inferiores a lo normal y una disminución en la resistencia a la fatiga del material; además ocasionan problemas en los procesos de fabricación.

El azufre se presenta siempre formando inclusiones no metálicas, en ocasiones como sulfuro de manganeso o como sulfuro de hierro, ocurriendo esto último cuando el contenido de manganeso no llega a ser por lo menos cinco veces superior al contenido de azufre. En este caso, en los procesos de forja o laminación el acero tiene poca consistencia y a veces se agrieta por iniciarse la fusión del sulfuro de hierro que se encuentra en el material en forma de retícula que contornea a los granos de acero. Por ser la temperatura de fusión del sulfuro de hierro muy baja, inferior a la del hierro, da lugar a este problema de fragilidad en caliente de los aceros [Ref. 9]. Cuando aparece como sulfuro de manganeso, que tiene una temperatura de fusión muy elevada, no da lugar a la fragilidad en caliente. En ambos casos, los alargamientos y resilencias de los aceros quedan muy disminuidos, al aparecer inclusiones no metálicas crean discontinuidades en el material [Ref. 5].

2.1.4 Mecanismos de endurecimiento del hierro y sus aleaciones.

La resistencia de los metales y aleaciones es un reflejo del esfuerzo que se necesita para mover las dislocaciones que existen dentro de ellos. Por lo tanto para incrementar la resistencia se diseñan obstáculos al movimiento de las dislocaciones.

Las propiedades mecánicas de los aceros son logradas por el uso combinado de algunos mecanismos de endurecimiento. Los más importantes son:

- (1) Endurecimiento por trabajo mecánico.
- (2) Endurecimiento por solución sólida (átomos intersticiales).
- (3) Endurecimiento por solución sólida (átomos sustitucionales).
- (4) Refinamiento del tamaño de grano.
- (5) Endurecimiento por dispersión, incluyendo estructuras laminares y aleatorias dispersas.

El endurecimiento por trabajo mecánico es un proceso que se utiliza generalmente para obtener altas resistencias en barras o alambres, en aceros simples.

La presencia de dislocaciones en la estructura bloquea el movimiento de otras dislocaciones y de esta manera aumenta la resistencia mecánica del material. Ésta es la base del endurecimiento por deformación o endurecimiento por trabajo en frío. A medida que el cristal se deforma plásticamente, la densidad de dislocaciones aumenta del estado recocido suave a la condición de dureza completa.

El endurecimiento por deformación o endurecimiento por trabajo en frío se consigue por la vía de una deformación plástica o trabajada en frío, como se muestra en la figura 7:

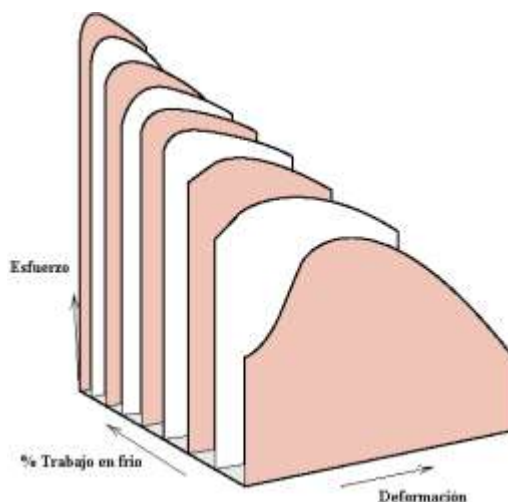


Figura 2.7. Influencia del trabajo en frío en el comportamiento esfuerzo-deformación en un acero de bajo carbono [Ref. 2].

El reforzamiento por solución sólida se refiere a los átomos intersticiales y sustitucionales, la deformación de la estructura cristalina debido a estos elementos interactúa con el movimiento de las dislocaciones y lo retardan. Los solutos intersticiales producen el anclaje de las dislocaciones en reposo, mientras que los solutos sustitucionales retardan el movimiento de las dislocaciones. De esta manera el reforzamiento aumenta con el incremento de la concentración de soluto; así mismo depende de las diferencias en tamaños y de la estructura, que dan lugar a deformaciones elásticas por ajustes deficientes que refuerzan la red del solvente [Ref. 2].

El tamaño de grano tiene influencia en las propiedades mecánicas debido a que los granos tienen diferentes orientaciones cristalográficas, además de un límite de grano como se ve en la figura 2.8.

Cuando ocurre la deformación plástica, se presenta el movimiento de las dislocaciones, las cuales cruzan de un grano a otro, de tal manera que el límite de grano actúa como una barrera a las dislocaciones por dos razones:

- 1.- Dado que dos granos tienen diferentes orientaciones, una dislocación que pasa al grano B habrá cambiado su dirección de movimiento, esto llega a ser más difícil conforme la desorientación cristalográfica incrementa.

2.- El desorden atómico dentro de la región del límite de grano resultará en una discontinuidad de planos de deslizamiento de un grano dentro de otro.

Un material con granos finos es más duro y resistente que un material con granos más grandes. Para muchos materiales la resistencia a la cedencia σ_y varía respecto al tamaño de grano de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

Esta ecuación conocida como ecuación de Hall-Petch, donde, d es el diámetro promedio de grano mientras que σ_0 y k_y son constantes del material. Esta ecuación no es válida para materiales policristalinos con tamaños de grano muy grande o muy pequeño.

El tamaño de grano no sólo mejora la resistencia sino también la tenacidad de muchas aleaciones.

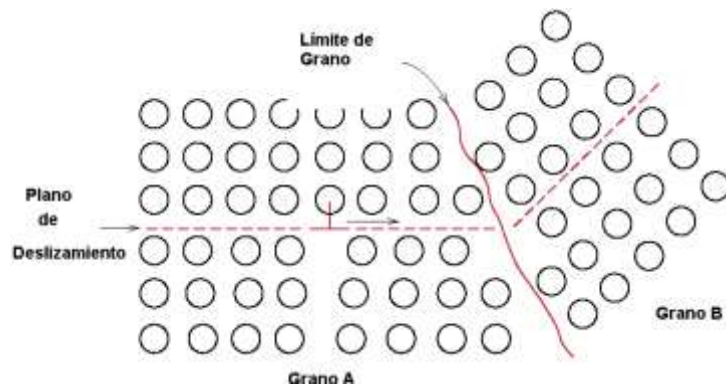


Figura 2.8. El movimiento de una dislocación cuando encuentra un límite de grano, ilustra como un límite de grano actúa como barrera al deslizamiento [Ref. 2].

2.1.5 Tratamientos térmicos del acero.

El concepto general de tratamiento térmico se refiere al hecho de calentar y enfriar un sólido metálico con el fin de obtener propiedades mecánicas, estructura cristalina y un estado de esfuerzos residuales adecuado para cierta aplicación. Casi todos los metales y aleaciones responden en alguna forma al tratamiento térmico.

El medio tradicional para lograr alta resistencia en los aceros es mediante el temple, para formar martensita a la que posteriormente se le da un proceso de revenido, es decir se recalienta a una temperatura intermedia para tener un incremento en su tenacidad sin pérdida de la resistencia. Para lograr esto, al acero se le debe enfriar a una razón lo suficientemente rápida para evitar que la austenita transforme en ferrita, perlita o bainita. La efectividad del temple depende principalmente de dos factores: la geometría de la pieza y la composición del acero.

La habilidad de un acero para formar martensita durante el temple se conoce como templabilidad y puede ser expresada para barras de acero de tamaño estándar, como la distancia bajo la superficie a la cual existe un 50% de transformación martensítica después del temple. Entre las pruebas más comunes para determinar la templabilidad se encuentran las pruebas de Grossman y la de Jominy.

La templabilidad aumenta con el incremento en el tamaño de grano de austenita, debido a que el área de límite de grano disminuye, es decir, que los lugares para la nucleación de ferrita y perlita son menores en número, con el resultado que estas transformaciones son disminuidas y la templabilidad se incrementa. De igual modo muchos elementos metálicos retardan las reacciones de perlita y ferrita, por lo tanto incrementan la templabilidad.

Una forma económica de incrementar la templabilidad es incrementando el contenido de manganeso, un incremento de 0.6 a 1.4%, resulta en una sustancial mejora de la templabilidad. El cromo y el molibdeno también son elementos muy efectivos [Ref. 4].

El proceso de templear una pieza desde una región austenítica hasta temperatura ambiente, es tan severo que en muchas ocasiones resulta en una distorsión de la parte e incluso en la formación de grietas. Estos defectos surgen de los esfuerzos internos que se desarrollan durante el temple en dos formas:

1. Esfuerzos térmicos que surgen directamente de las diferentes razones de enfriamiento experimentadas por la superficie y el interior del acero.
2. Esfuerzos debidos a la transformación que son causados por los cambios de volumen que ocurren cuando la austenita transforma a otras fases. Por ejemplo, cuando la austenita transforma a martensita en un acero con 1% C, hay un incremento en volumen del 4%, mientras que la transformación a perlita resulta en un incremento del 2.4%.

De manera general en la superficie templada existen esfuerzos residuales de compresión, mientras que en el núcleo se presentan esfuerzos de tensión.

La martensita es una fase muy frágil que llega a ser aún más frágil con el incremento en el contenido de carbono. La composición del acero llega a ser importante debido a que las características de transformación influenciarán a grietas.

Existen diferentes tratamientos térmicos que se utilizan con fines diferentes, a continuación se describen de una manera muy general alguno de los tratamientos térmicos que se utilizan en los aceros.

Martempering es un tratamiento térmico que es muy efectivo para reducir los esfuerzos causados por el temple. Consiste en interrumpir el temple antes de llegar a la temperatura M_s , esto se logra al templear en un baño de sales que es mantenido a una temperatura apropiada. Una vez que la pieza ha alcanzado la temperatura del baño y sin haberse llevado a cabo ninguna transformación, se enfría el acero en aire para formar martensita. En este proceso no se involucra ningún revenido de la martensita, lo que implica que se requiere de un proceso posterior de revenido normal. Este proceso

requiere de un acero de adecuada templabilidad para evitar la formación de perlita y bainita.

Normalizado: Consiste en el calentamiento apropiado a una temperatura por encima de la transformación (normalmente 28 a 56° C). Esto es seguido por un enfriamiento en aire por lo menos a una temperatura por debajo del rango de la temperatura de transformación. Para aceros de bajo contenido de carbono, las propiedades y estructura resultante son las mismas que se logran con un recocido completo.

El normalizado es utilizado para refinamiento de grano de aceros que han sido sujetos al trabajado en caliente.

Recocido: Consiste en calentar y mantener el material a una temperatura apropiada, y seguida por un enfriamiento lento. Es usado principalmente para suavizar, pero también para producir cambios en otras propiedades o microestructura; mejora la maquinabilidad, facilita el trabajado en frío, mejora las propiedades eléctricas y mejora la estabilidad dimensional. También es utilizado para el alivio de esfuerzos.

Revenido: Consiste de un recalentamiento del acero templado a alguna temperatura por debajo de la temperatura de transformación. Las temperaturas de revenido usadas para aceros endurecidos, son por lo regular no más altas que 150° C. No se debe confundir con el proceso de recocido o alivio de esfuerzos, aunque el ciclo de tiempo y temperatura para los tres procesos es el mismo, las condiciones del material procesado y el objetivo pueden ser diferentes. El objetivo final del revenido es el de aumentar la tenacidad y la ductilidad. La figura 2.9, muestra un perfil térmico de un acero revenido.

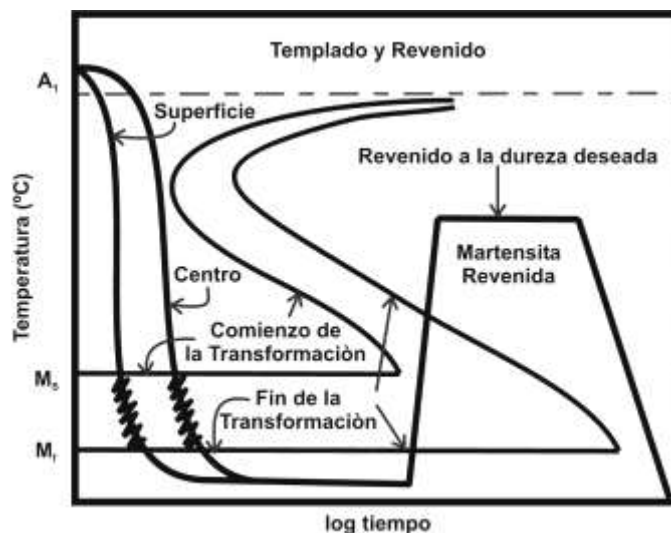


Figura 2.9. Perfil térmico de un acero templado y revenido [Ref. 4].

Alivio de esfuerzos: Al igual que el revenido, el alivio de esfuerzos es siempre llevado a cabo por un calentamiento por debajo de la temperatura de transformación. El propósito es aliviar los esfuerzos que han sido generados dentro de la pieza por procesos de formado, laminado, maquinado o soldado. El procedimiento general es calentar la pieza en un tiempo suficiente para reducir los esfuerzos residuales a un nivel aceptable; esto es seguido por un enfriamiento a una razón lenta para evitar la generación de nuevos esfuerzos.

Carburizado: Consiste en la absorción y difusión de carbono en la aleación sólida mediante el calentamiento por arriba de la temperatura de transformación (900 a 1040° C), este calentamiento es hecho en un ambiente enriquecido con carbono ya sea líquido, sólido o gas. Esto produce un gradiente de concentración de carbono entre la superficie hacia dentro de la pieza, quedando endurecida la superficie.

Austemperizado: Es un tratamiento térmico de temple, en el que la pieza es templada desde una temperatura de austenizado a una razón lo suficientemente rápida para evitar la formación de ferrita y perlita y mantener a una temperatura por arriba de M_s hasta que la transformación a bainita es completa.

Para conocer detalles de los tratamientos anteriormente mencionados y otros ver las referencias 4 y 5.

2.2 Transformación de fases en Aceros

Alrededor del 70% de todas las composiciones de acero que se utilizan en nuestros días, han sido desarrollados en los últimos 10 años. Aleaciones noveles de aceros están siendo concebidas, manufacturadas y puestas en el mercado con una regularidad impresionante. La teoría de transformación de fase ha contribuido al desarrollo exitoso del acero. Este panorama general comenzará con una discusión del mecanismo atómico por medio del cual el cambio de fase es logrado en los aceros.

El arreglo atómico en un cristal puede ser alterado (Figura 2.10) al romper todos los enlaces y reacomodando los átomos en una forma diferente (transformación reconstructiva), ó deformando homogéneamente el orden original en una nueva estructura cristalina (transformación displaciva) [Ref. 6].

En el caso de transformación displaciva, el cambio en la estructura del cristal también altera la forma macroscópica de la muestra cuando la red no está restringida. La deformación de la forma durante una transformación restringida se lleva a cabo por una combinación de deformaciones elásticas y plásticas en los alrededores de la matriz. La fase resultante crece en forma placas delgadas para minimizar las deformaciones. Los átomos son desplazados a nuevas posiciones en un movimiento coordinado. La transformación displaciva puede ocurrir a temperaturas donde la difusión no es posible debido a la escala de tiempo del experimento. Algunos solutos pueden ser forzados a entrar en la fase, que es un fenómeno conocido como atrapamiento de soluto. Tanto el atrapamiento de átomos como las deformaciones hacen a la transformación displaciva menos favorable desde un punto de vista termodinámico.

Es la difusión de átomos la que guía a una nueva estructura de cristal durante la transformación reconstructiva. El flujo de materia es suficiente para evitar cualquier componente de corte de la deformación de la forma, dejando solo los efectos del cambio en volumen. Esta difusión es necesaria aún cuando la transformación ocurre en hierro puro. En aleaciones, el proceso de difusión puede también guiar a la redistribución de solutos entre las fases en una forma consistente con una reducción en la energía libre. La figura 2.11 es un resumen de las principales transformaciones que ocurren en los aceros.

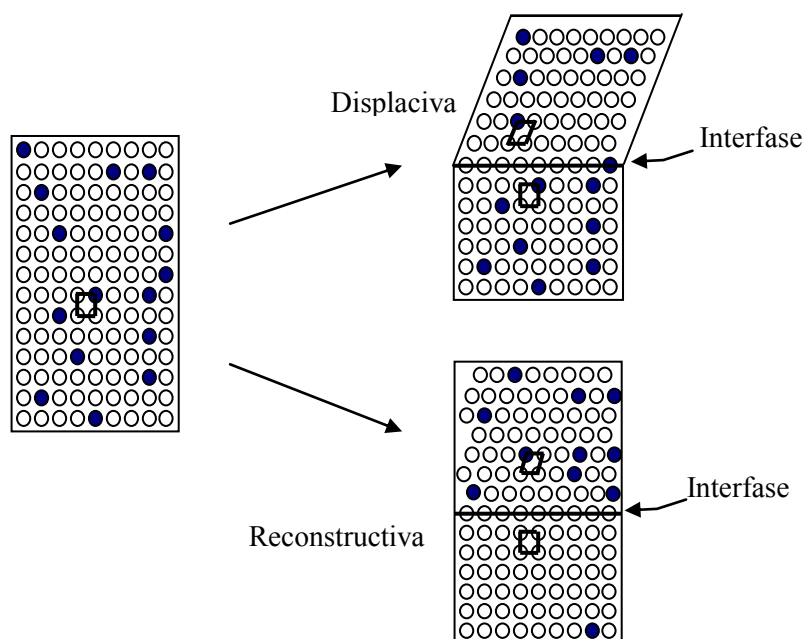


Figura 2.10. Principal mecanismo de transformación estructura cristalina [Ref. 8]

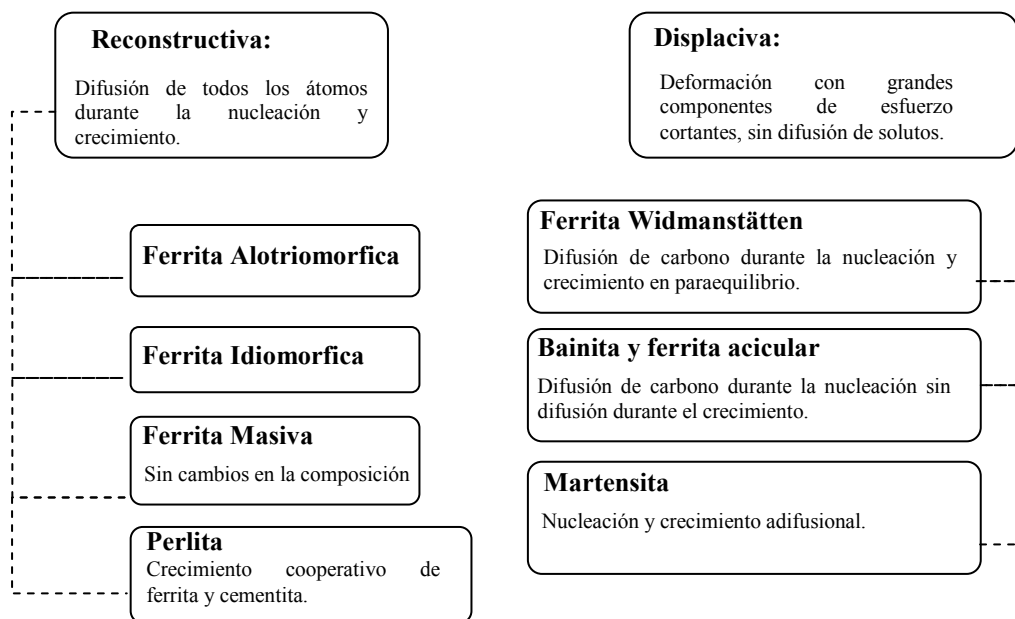


Figura 2.11. Resumen de las características esenciales de las transformaciones del estado sólido en aceros [Ref. 8].

La estructura hexagonal compacta hierro- ϵ es estable sólo a presiones mayores a 130 kbar y a temperatura ambiente. Sin embargo, hay experimentos donde el hierro- ϵ ha sido observado a presiones tan bajas como 80 kbar. Éstos experimentos fueron

realizados utilizando ondas de choque para generar la presión requerida. La escala de tiempo es por lo tanto muy corta que el mecanismo es displacivo con una interfase ϵ/α deslizante. Los defectos introducidos durante la deformación del choque, hacen difícil para el frente de transformación ser reversible, así que existe un largo lazo de histéresis. A temperatura ambiente, el hierro- ϵ se forma en cantidades que incrementan conforme la presión se incrementa por arriba de 130 kbar. Pero cuando la presión es subsecuentemente reducida, el hierro- ϵ no transforma nuevamente en ferrita hasta los 81 kbar, el espécimen sólo llega a ser completamente ferrita cuando la presión llega a ser menor a 45 kbar. Desviaciones como éstas son menores cuando el hierro- ϵ transforma por el mecanismo reconstructivo. Los defectos en la austenita no interfieren con la transferencia no coordinada de los átomos en la interfase. Por lo contrario, los defectos promueven una mayor velocidad de transformación conforme los defectos son eliminados por el paso de la interfase en un proceso semejante al de la recrystalización.

El retardo de la transformación displaciva por dislocaciones es llamado estabilización mecánica. Es argumentado que la estabilización mecánica es la única característica de la transformación displaciva:

- i) No existe mecanismo por el cual la deformación plástica pueda retardar una transformación reconstructiva: de hecho, las transformaciones reconstructivas son siempre aceleradas por los defectos en la austenita.
- ii) Sólo las transformaciones displacivas pueden ser estabilizadas mecánicamente, esto es debido a que son asociadas con las interfases cuyo movimiento llega a ser difícil en una matriz que contiene un bosque de dislocaciones u otros defectos.

Esto forma la base de una rigurosa distinción entre los dos mecanismos de transformación, una distinción que nunca ha sido retado experimentalmente o con argumentos teóricos. Ha sido probado que la ferrita Widmanstätten, bainita, martensita pueden ser retardados por la deformación plástica de la austenita antes de la transformación. Por otro lado, la ferrita alotriomorfa, perlita, y las reacciones de recrystalización siempre son aceleradas por tal deformación.

Debido a la diferencia en el mecanismo de transformación, los aceros bainíticos siempre han sido los segundos mejores cuando se comparan con los aceros de martensita revenida. La escasez de tenacidad puede en principio ser eliminada por el uso de aceros con alto contenido de silicio (1 – 5%). El silicio no es soluble en la cementita y por lo tanto retarda grandemente su precipitación. La transformación se detiene antes de la etapa final, dejando a la temperatura de transformación isotérmica, placas de bainita separadas por películas de austenita enriquecida de carbono. No existen partículas de cementita para que puedan nuclear grietas de cleavage o vacíos; la ferrita bainítica tiene una baja concentración de carbono disuelto; resistencia y tenacidad es lograda por las muy finas placas de ferrita (una consecuencia natural del mecanismo de transformación); se presentan películas dúctiles de austenita mezcladas íntimamente para evitar la formación de alguna grieta o para incrementar la tenacidad mediante el efecto TRIP (transformación inducida por plasticidad); la austenita también impide la penetración del acero por el hidrógeno. Evidentemente una estructura ideal [Ref. 8].

Desafortunadamente, ésta microestructura ideal no cumple con las expectativas. Existen además los obstáculos de películas de austenita, algunas grandes regiones de austenita en la microestructura. Éstos obstáculos son relativamente inestables y transforman en regiones de alto carbono, no revenido, martensita frágil bajo la influencia de esfuerzos residuales. Éstas grandes inclusiones vuelven al acero frágil. Son consecuencia directa del mecanismo de transformación. El hecho de que el crecimiento de la bainita sin difusión causa grandes regiones de austenita remanente, no importa cuanto tiempo la muestra es mantenida en la temperatura de transformación. Las regiones de obstáculo de austenita pueden ser eliminadas promoviendo la transformación a bainita incrementando las concentraciones de carbono o reduciendo la concentración promedio del carbono [Ref. 10].

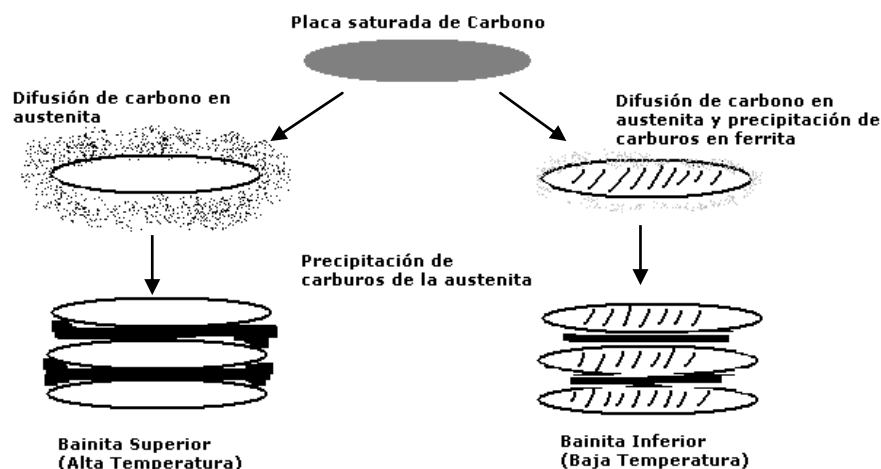


Figura 2.12. Etapas en el desarrollo de la microestructura bainítica [Ref. 8].

La mayoría de las transformaciones de fase que ocurren en el estado sólido son debidas a movimientos atómicos causados por activación térmica. Los diferentes tipos de transformaciones que ocurren, pueden ser divididas de manera general en:

- Reacciones de precipitación
- Transformaciones eutectoides
- Transformaciones adifusionales
- Transformaciones masivas
- Cambios polimórficos

Esta clasificación general es para transformaciones que requieren de difusión, sin embargo existen transformaciones en las cuales no se presenta difusión de elementos en la fase producto. Debido a la importancia tecnológica de aceros endurecidos, muchos de los trabajos en aceros se concentran en este tipo de transformación. El término martensita es utilizado en la metalurgia física para describir cualquier producto de transformación sin difusión, es decir, en cualquier transformación desde el comienzo hasta el final de ésta, los movimientos atómicos individuales son menores que un espaciado interatómico.

En principio todos los metales pueden experimentar transformaciones sin difusión, haciendo que las velocidades de enfriamiento o calentamiento sean lo

suficientemente rápido para evitar cualquier transformación de algún mecanismo alterno.

2.2.1 Nucleación homogénea en sólidos.

Se puede considerar la precipitación de una fase B enriquecida de β , de una fase supersaturada A enriquecida de α . Para la nucleación de β , los átomos de B contenidos en la matriz α deben primeramente difundir juntos para formar un pequeño volumen con la composición de β y entonces, si es necesario, los átomos deben reacomodarse en la estructura cristalina de β . Como en la transformación de líquido a sólido la interfase $\alpha\beta$ debe ser creada durante este proceso y esto crea una barrera de energía de activación [Ref. 6].

El cambio en energía libre asociada con el proceso de nucleación tendrá las siguientes contribuciones:

1. A temperaturas donde la fase β es estable, la creación de un volumen de β causará una reducción en la energía libre de $V\Delta G_v$.
2. Suponiendo por el momento que la energía interfacial $\alpha\beta$ es isotrópica, la creación de un área A de interfase dará un incremento en la energía libre de $A\gamma$.
3. En general, el volumen transformado no se ajustará perfectamente en el espacio originalmente ocupado por la matriz y producirá una energía por deformación por unidad de volumen de β (ΔG_s).

Sumando lo anterior se obtiene el cambio en energía total como:

$$\Delta G = -V\Delta G_v + A\gamma + V\Delta G_s \quad (2)$$

2.2.2 Nucleación heterogénea.

La nucleación en sólidos, como en líquidos, es casi siempre heterogénea. Los sitios de nucleación heterogénea son los defectos en no-equilibrio, tales como vacancias, dislocaciones, fronteras de grano, apilamientos de defectos, inclusiones y superficies libres, todas las anteriores incrementan la energía libre del material. Si la creación de un núcleo resulta en la destrucción de un defecto, parte de la energía libre será liberada y por ende, disminuida (ΔG_d) [Ref. 6]. La ecuación para la nucleación heterogénea es:

$$\Delta G_{het} = -V(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma - \Delta G_d \quad (3)$$

Ignorando cualquier energía de deformación, la forma óptima del núcleo sería aquella que minimice la energía libre total interfacial. La forma óptima para un núcleo en la frontera de grano será la de una esfera. La nucleación en fronteras de grano es similar a la solidificación sobre un sustrato y se aplica el mismo tipo de análisis.

Dislocaciones. La distorsión de la red en lugares cercanos a dislocaciones, puede asistir a la nucleación en diferentes formas. El principal efecto de las dislocaciones es reducir el ΔG_s disminuyendo la deformación total del núcleo.

La nucleación en las dislocaciones puede ser asistida por la segregación de solutos que pueden aumentar la composición de la matriz para acercarse a la del precipitado. La dislocación puede también ayudar en el crecimiento de un núcleo más allá del tamaño crítico al proveer un camino de difusión con una menor ΔG_m .

Las dislocaciones no son muy efectivas para reducir la contribución de la energía interfacial a ΔG . Esto significa que la nucleación en las dislocaciones normalmente requiere de buena relación entre el precipitado y la matriz en por lo menos un plano. Cuando el precipitado y la matriz tienen diferentes estructuras cristalinas, el núcleo crítico debería tener una morfología de discos o agujas.

Debe ser mencionado que aún en materiales recocidos, las densidades de dislocaciones son suficientemente altas (por lo menos 10^6cm/cm^2) para la dispersión de cualquier precipitado que puede ser observado en el microscopio.

Si los sitios de nucleación son ordenados de forma que ΔG_d incremente, la secuencia sería la siguiente:

1. Sitios homogéneos.
2. Vacancias.
3. Dislocaciones.
4. Apilamiento de defectos.
5. Fronteras de grano y fronteras entre fases.
6. Superficies libres.

La nucleación debería siempre ocurrir mas rápidamente en los sitios mencionados al final de la lista anterior. Sin embargo la importancia relativa de estos sitios en determinar la razón de nucleación en que la aleación transformará depende de la concentración de estos sitios.

2.2.3 Generalidades de cinética de transformación.- Diagramas TTT

El progreso de una transformación de fases isotérmica puede ser representado por el diagrama de fracción transformada (f) como función del tiempo y temperatura. Para transformaciones del tipo $\alpha \rightarrow \beta$, f es sólo la fracción volumétrica de β en cualquier tiempo. Para reacciones de precipitación $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$, f puede ser definida como el volumen de β en un tiempo t dividido por el volumen final de β . En ambos casos f varía de 0 a 1 desde el comienzo al fin de la transformación, figura 10:

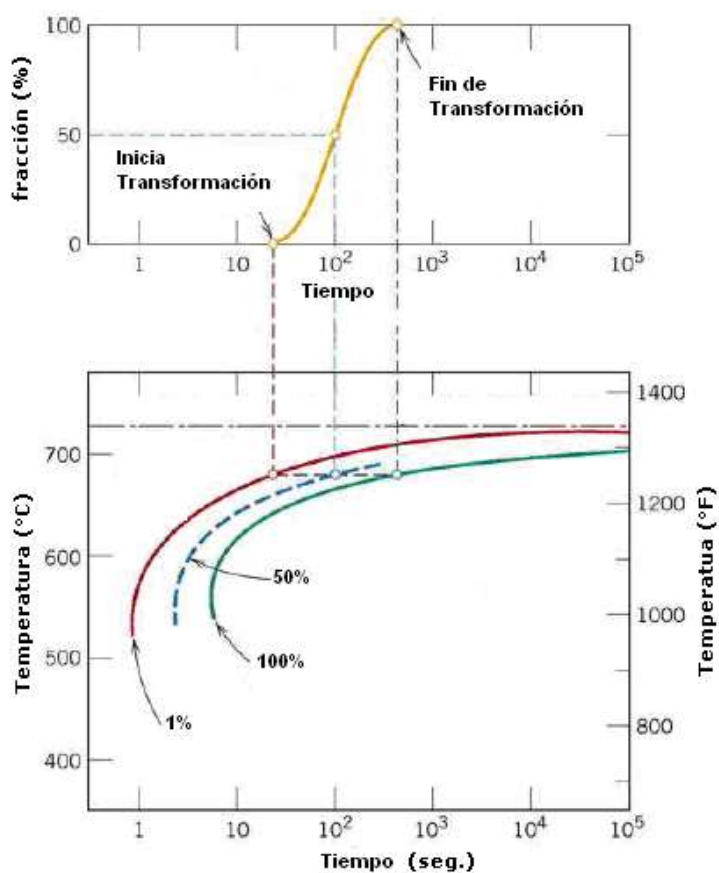


Figura 2.13. Porcentaje de transformación versus tiempo a diferentes temperaturas de transformación [Ref. 2].

Entre los factores que determinan $f(t, T)$ son la razón de nucleación, la razón de crecimiento, la densidad y distribución de sitios de nucleación, los campos de difusión sobre volúmenes transformados, y el contacto entre volúmenes transformados a velocidad constante, como se muestra en la figura 11.

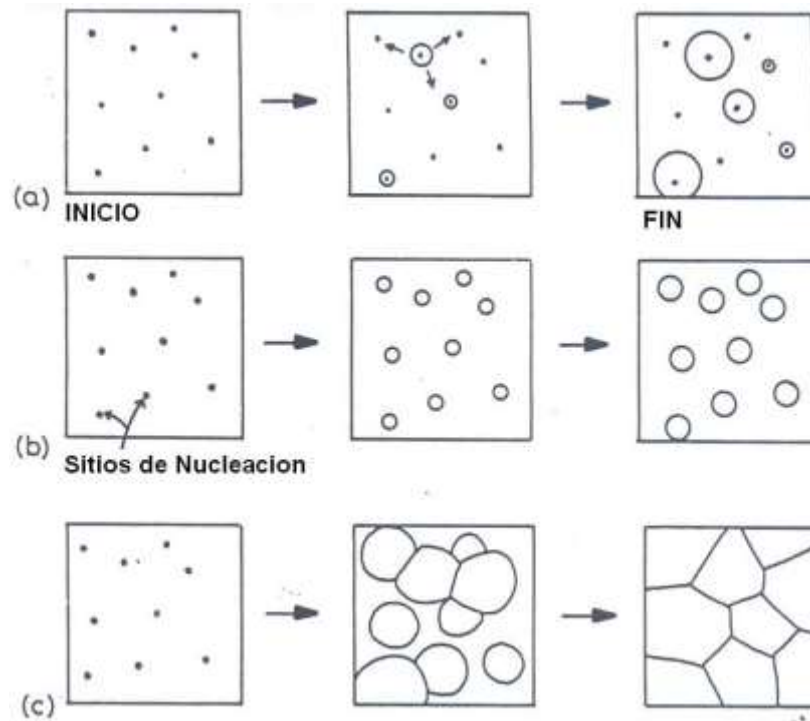


Figura 2.14. (a) Nucleación a razón constante durante la transformación. (B) Lugares de saturación - toda nucleación ocurre al comienzo de la transformación- (c) transformación celular (6). [Ref. 10].

Con suposiciones relacionadas al proceso de nucleación y razones de crecimiento (tales como si los granos crecen como esferas a una razón constante), se pueden obtener una variedad de ecuaciones similares de la forma:

$$f = 1 - \exp(-kt^n) \quad (4)$$

Mejor conocida como ecuación de Jonson-Mehl-Avrami, donde n es un exponente numérico cuyo valor varía aproximadamente de 1 a 4 dado que no existe cambio en el mecanismo de nucleación n es independiente de la temperatura. Por otro lado k depende de la nucleación y razón de crecimiento, así como de la temperatura.

Consecuentemente puede ser observado que las transformaciones rápidas están asociadas a grandes valores de k , por ejemplo las rápidas nucleaciones y razones de crecimiento.

Las transformaciones que ocurren a un determinado enfriamiento, muestran curvas típicas de forma C, conocidas como TTT. Esto puede ser explicado sobre la base de la variación de nucleación y razón de crecimiento con crecientes razones de enfriamiento. A temperaturas cercanas a las de equilibrio, la energía de activación para la transformación es pequeña, de tal manera que tanto la nucleación y subsecuentes razones de enfriamiento son lentas y se requiere de un tiempo prolongado para la transformación. Por otro lado cuando el cambio de temperaturas es muy grande, las razones de difusión son muy pequeñas y limitan la transformación.

2.2.4 Transformaciones sin difusión.

Uno de los más importantes procesos tecnológicos, es el endurecimiento del acero mediante el temple. Si el acero es enfriado lo suficientemente rápido desde la zona de austenita, no hay tiempo suficiente para el proceso de descomposición eutectoide controlado por difusión y el acero transforma a martensita con un poco de austenita retenida.

Debido a la importancia tecnológica del acero endurecido, el análisis estará principalmente enfocado a esta transformación, aunque la martensita es un término usado en metalurgia física para describir cualquier transformación sin difusión. La martensita en los aceros es simplemente una solución sólida supersaturada de carbono en α -Fe. La forma en que esta transformación ocurre, es un proceso complejo en el que aún hoy en día no se ha comprendido apropiadamente el mecanismo de transformación.

Ha habido un gran número de revisiones de la transformación martensítica, entre los más completos se encuentran los de Christian (1965) y Nishiyama (1978). La formación de martensita de las micrografías parece ser un proceso aleatorio y la forma en que es observada se ilustra esquemáticamente en la figura 2.15.

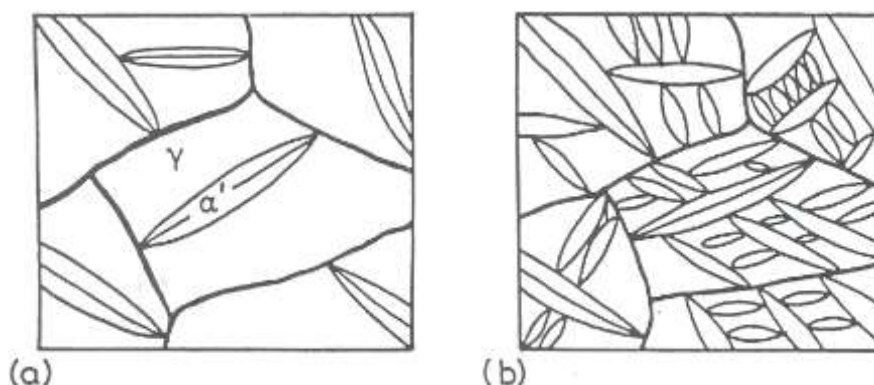


Figura 2.15. (a) Inicio de transformación a temperatura M_s (b) Transformación progresiva por debajo de M_s . [Ref. 9]

Como se observa en la figura 2.15(a) la fase de martensita (señalada por α') es de forma de lente y se extiende a lo largo del diámetro del grano. La densidad de las placas no parece ser función del tamaño de grano de la austenita. Por ejemplo parece ser formado de manera aleatoria de una muestra con una densidad de placas.

Ha sido mostrado que un incompleto crecimiento de las placas que se extienden en todo el grano, puede formarse en aproximadamente 10^{-7} segundos, lo que significa que la interfase α'/γ alcanza a la velocidad del sonido en el sólido. Ésta gran velocidad de transformación hace que la nucleación y crecimiento de la martensita sean difíciles de estudiar experimentalmente.

Es visto de la figura 2.15 que la fracción volumétrica de martensita incrementa por la transformación sistemática de austenita remanente entre las placas que ya se formaron. Las primeras placas se forman a M_s (temperatura en que empieza la martensita). Ésta temperatura está asociada con cierta energía de activación para transformaciones sin difusión de γ a α' . En aceros de bajo carbono M_s es aproximadamente 500°C , pero conforme se incrementa el contenido de carbono esta temperatura disminuye. La M_f (Temperatura en que la martensita termina) corresponde a la temperatura debajo de la cual un enfriamiento adicional no incrementa la cantidad de martensita. En la práctica M_f puede no corresponder al 100% de martensita. La retención de austenita en tales casos puede ser debida a altos esfuerzos elásticos entre las

placas de martensita que se van a formar, que tienden a suprimir el crecimiento de las placas existentes.

2.2.5 Cálculo de diagramas TTT para aceros.

Existe una extensa publicación de literatura que se ocupa de la transformación de fases en aceros, pero sólo una pequeña parte de ésta está relacionada al cálculo de diagramas TTT y CCT. El trabajo de Kirkaldy y sus colaboradores, mostraron que es posible calcular diagramas TTT muy exactos así como la templabilidad para aceros de baja aleación. Trabajos posteriores de Bhadeshia utilizando una metodología diferente determinó las curvas de transformación para ferrita, perlita y bainita, probando el modelo con experimentación.

Uno de los inconvenientes de estos modelos es el uso de la termodinámica de soluciones diluidas para la determinación de las temperaturas de transformación. Esto puede ahora ser resuelto con el uso de modelos termodinámicos que dan resultados de alta calidad para los aceros en general.

A continuación se presenta un resumen del procedimiento para el desarrollo de estos diagramas utilizado por Kirkaldy [Ref. 10]:

Un modelo para el cálculo de ferrita y perlita se puede realizar utilizando las ecuaciones desarrolladas por Tener y Hillert. En el modelo inicial no se marcó diferencia entre las transformaciones difusivas y displacidas y una curva general tipo C fue producida usando la fórmula general para el tiempo (τ) para transformar una fracción x de austenita a una temperatura T ,

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\alpha(N)D_{eff}\Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3}(1-x)^{2x/3}} \quad (5)$$

donde $\alpha = \beta 2(N-1)/2$, β es un coeficiente empírico, N es el tamaño de grano ASTM, D es el coeficiente de difusión efectivo, ΔT es el enfriamiento debajo de la

temperatura en que la austenita no es estable respecto a la ferrita (temperatura A_3) y q es un exponente dependiente del mecanismo de difusión efectivo.

También se supone que el coeficiente de difusión efectivo involucra los elementos de aleación, análogo a una serie de relaciones de resistencia (R_{eff}) tal que:

$$R_{eff} \propto \frac{1}{D_{eff}} \propto e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j \quad (6)$$

Donde α es constante para cada elemento, j , C_j es la concentración del elemento, j , y Q_{eff} es la energía efectiva de difusión. La fórmula modificada es la siguiente:

$$\tau_{TTT} = \frac{1}{2^{(N/8)}(\Delta T)^3} e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j \quad (7)$$

El término N supone una incubación transitoria, cuando la nucleación se efectúa en las superficies de grano, el tiempo a un volumen transformado dado varía conforme el diámetro a la potencia $1/4$ (por lo tanto el término $2N/8$). Los parámetros críticos de entrada son por lo tanto: (1) tamaño de grano, (2) temperatura A_3 calculada de termodinámica (3) coeficiente efectivo de difusión Q_{eff} , y (4) las constantes empíricas α para cada elemento. Q_{eff} y α_j fueron determinados empíricamente aproximando las curvas derivadas utilizando la ecuación 7 a las curvas experimentalmente observadas y la fórmula final para el cálculo de τ está dada por:

$$\tau_{0.1\%} = \frac{\exp\left(\frac{2000}{T}\right)}{2^{N/8}(Ae_3 - T)^3} (60\%C + 90\%Si + 160\%Cr + 200\%Mo) \quad (8)$$

Donde las cantidades de cada elemento están en % en peso. La derivación se llevó a cabo una vez que la composición y el tamaño de grano son conocidos, sólo la temperatura A_3 necesita ser calculada. El modelo fue extendido para incluir las curvas C para perlita, ferrita y bainita, también para permitir un cálculo general para la cantidad de transformación como función del tiempo a una temperatura. Esto da tres ecuaciones para la cantidad de transformación de ferrita (τ_f), perlita (τ_p) y bainita (τ_b).

$$\tau_f = \frac{60.\%Mn + 2.\%Ni + 68.\%Cr + 244.\%Mo}{6x2^{N/8} \Delta T^3 D_F} I \quad (9)$$

$$\tau_P = \frac{1.8 + 5.4(\%Cr + \%Mo + 4.\%Mo.Ni)}{6x2^{N/8} \Delta T^q D_P} I \quad (10)$$

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10.\%C + 4.\%Cr + 19.\%Mo).10^{-4}}{6x2^{N/8} \Delta T^2 \exp(-27500/RT)} I \quad (11)$$

Donde ΔT es el cambio de temperatura bajo la temperatura de transformación relevante de ferrita, perlita y bainita. D_F y D_P están dadas por las ecuaciones siguientes:

$$D_F = \exp(-23500/RT) \quad (12)$$

$$\frac{1}{D_P} = \frac{1}{\exp(-27500/RT)} + \frac{0.5Mo}{\exp(-37500/RT)} \quad (13)$$

El parámetro I a la derecha de las ecuaciones es la integral de fracción de volumen como se muestra en la ecuación 5.

CAPÍTULO 3

TÉCNICAS NUMÉRICAS

3.1 Introducción

Los métodos numéricos constituyen técnicas mediante las cuales es posible formular problemas matemáticos, de tal manera que puedan resolverse utilizando operaciones aritméticas. Aunque existen muchos tipos de métodos numéricos, éstos comparten una característica común, pues requieren de un buen número de tediosos cálculos aritméticos. Por tal motivo, con el desarrollo de computadoras digitales eficientes y rápidas, el papel de los métodos numéricos en la solución de problemas en ingeniería ha aumentado en forma considerable en los últimos años.

3.2 Método de elemento finito

Entre los métodos más utilizados para resolver problemas de ingeniería se encuentran el método de diferencias finitas, el método de elemento finito y el volumen de control, estos métodos discretizan las ecuaciones diferenciales parciales y se resuelven bajo las condiciones iniciales y los valores frontera del sistema.

El método de diferencias finitas fue uno de los primeros esquemas de aproximación que utilizaron los ingenieros y físicos para aproximar soluciones. Este método utiliza un arreglo de puntos en forma de rejilla (Figura 3.1) para dar una solución aproximada a las ecuaciones que gobiernan el sistema y el resultado se mejora conforme se incrementa la densidad del número de puntos utilizados. Con este método se pueden analizar problemas complejos, pero presenta dificultades cuando se tienen geometrías irregulares o cuando las condiciones de frontera son inusuales.

A diferencia del método de diferencias finitas, el método del elemento finito divide el continuo en pequeñas regiones llamadas elementos para aproximar la solución. Los elementos pueden ser de diversas formas, esto representa una ventaja con respecto al método de diferencias finitas ya que el uso de elementos facilita la discretización de problemas que presentan geometrías complejas (figura 3.1) [Ref. 12]

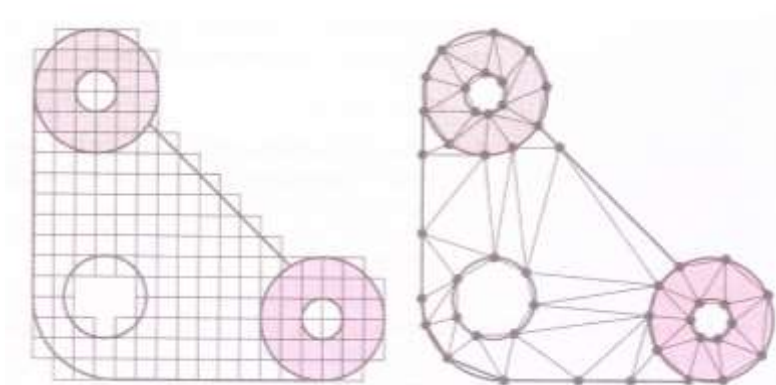


Figura 3.1. Un sistema muy difícil de modelar con la técnica de diferencias finitas (a). Esto se debe al hecho de que se necesitan aproximaciones complicadas en las fronteras del sistema. Una discretización por elementos finitos (b) es mucho más adecuada para tales sistemas [Ref. 12]

En el método de elemento finito la geometría es representada por una colección de subdominios geométricos llamados elementos finitos. Los elementos son interconectados en un número discreto de puntos nodales situados sobre sus límites, donde las variables desconocidas en cada nodo (llamadas también grados de libertad) serán las incógnitas principales del problema.

Las variables de las ecuaciones diferenciales se aproximan mediante una combinación de funciones de interpolación, que pueden ser lineales, cuadráticas, cúbicas, etc. Estas funciones ayudan a describir el comportamiento de cada elemento o subdominio. Las ecuaciones diferenciales se transforman en ecuaciones de elemento finito, es decir, se obtienen ecuaciones algebraicas que gobiernan aisladamente a cada uno de los elementos del dominio mediante alguna de las técnicas de aproximación como son el método variacional o de residuos ponderados. Estas ecuaciones son ensambladas y resueltas para las variables contenidas en los nodos aplicando las condiciones iniciales y de frontera del sistema [Ref. 14].

3.2.1 Etapas de análisis.

La solución de un problema mediante el uso de elementos finitos consiste principalmente de las siguientes etapas:

1. Discretización del continuo.
2. Selección de las funciones de interpolación.
3. Definición de las propiedades de los elementos.
4. Obtención del sistema de ecuaciones de los elementos (ensamble).
5. Aplicación de las condiciones iniciales y condición frontera.
6. Solución de un sistema matricial de ecuaciones.
7. Cálculos adicionales cuando se requiera.

Para la discretización del problema se parte de la modelación geométrica del continuo. En este punto es importante definir la forma de los elementos que se utilizarán, el grado de interpolación de los elementos, el tamaño de los elementos y definir si existen zonas donde sea necesario algún refinamiento de mallado (como por ejemplo zonas con altos gradientes térmicos). La selección del número y tipo de elementos se deja a juicio del analista.

En la figura 3.2 se muestran algunos ejemplos de elementos finitos con diferente forma y grado de interpolación. Los elementos que en sus bordes presentan tres nodos representan una función de interpolación cuadrática, mientras que los elementos que presentan sólo dos nodos en cada uno de sus bordes representan una función de interpolación lineal. Los polinomios son frecuentemente utilizados como funciones de interpolación de la variable ya que son fáciles de integrar así como diferenciar.

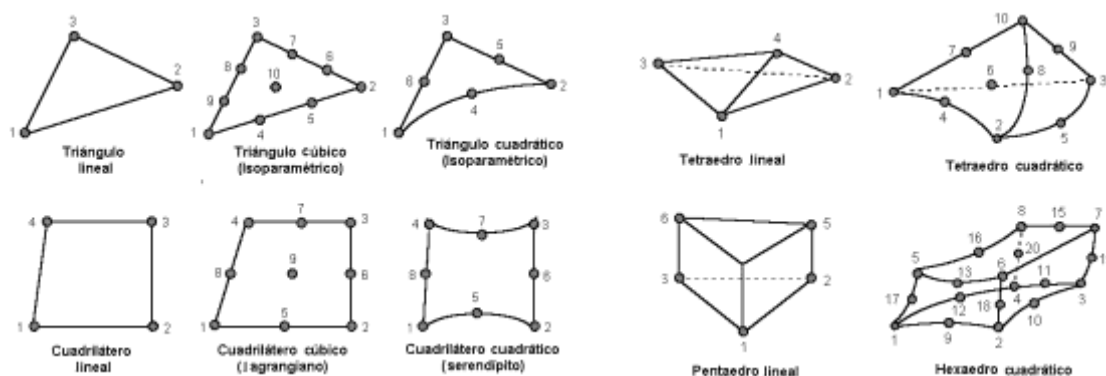


Figura 3.2. Los elementos de un sistema pueden ser 1D, 2D (triangulares o cuadriláteros) ó 3D (tetraédricos, hexaédricos, etc.). Pueden ser lineales o de un orden mayor. [Ref. 13]

Una vez discretizado el continuo se selecciona las funciones de interpolación para representar el cambio en la variable de campo sobre el elemento. La magnitud de la variable de campo, así como la de sus derivadas pueden ser las incógnitas en los nodos.

Ya que se tiene establecido el modelo de elemento finito, se procede a determinar las ecuaciones de la matriz que expresan las propiedades de cada elemento. Para realizar este paso se utiliza alguna de las siguientes técnicas de aproximación:

- Aproximación directa.
- Métodos variacionales.
- Método de residuos ponderados.

En las siguientes secciones de este capítulo se explicará en que consiste cada una de dichas técnicas.

Una vez que se han obtenido las propiedades para cada elemento se procede a un proceso de ensamble global. Este paso se basa en el hecho de que en un nodo donde los elementos son conectados, el valor de la variable de campo es el mismo en cada elemento que comparte dicho nodo. Este paso se realiza para obtener las propiedades del sistema global y para esto se requiere ensamblar las propiedades de todos los elementos incluidos en el sistema. En esta etapa se forma una matriz especial que contiene las propiedades de los elementos y es conocida como matriz de rigidez K . El sistema matricial formado tendrá la forma $Ku=f$, donde u será el vector matricial de variables desconocidas y f será un vector de resultados.

Posteriormente se imponen las condiciones frontera sobre el sistema. Antes de que el sistema de ecuaciones esté listo para obtener la solución, las ecuaciones deben de ser modificadas para considerar las condiciones frontera que actúan en el problema. En esta fase se imponen valores nodales conocidos de las variables dependientes o cargas nodales. Finalmente se procede a resolver el sistema de ecuaciones. El método para la solución del sistema matricial dependerá de la complejidad del problema. Para problemas sencillos bastará con obtener la matriz inversa de la matriz de rigidez y después multiplicarla por el vector f , es decir, $u=K^{-1}f$. Otro método común es el método de eliminación Gaussiana para la solución del sistema de ecuaciones. Cuando se analiza un problema no lineal se recurren a métodos iterativos siendo el más común el método de Newton-Raphson.

Hacer cálculos adicionales según se requiera. Muchas veces se utiliza la solución del sistema de ecuaciones para calcular otros parámetros importantes. Un ejemplo de esto se da en un análisis estructural, en el cual se tienen como incógnitas nodales los componentes de desplazamiento. Una vez que se ha resuelto el problema, de esos desplazamientos se puede obtener mediante cálculos la deformación de los elementos y los esfuerzos.

3.2.2 Aproximación para obtener las propiedades de los elementos.

Existen varias formas en que pueden ser formuladas las propiedades de los elementos individualmente, de las técnicas más utilizadas se encuentran:

1. Método de aproximación directa.
2. Métodos variacionales.
3. Método de residuos ponderados
4. Balances de energía

Método de aproximación directa: Esta es la técnica de aproximación más sencilla de aplicar para encontrar o formular las propiedades de los elementos. En forma general esta técnica consiste en identificar los elementos apropiados para discretizar el continuo, después se usa el razonamiento físico para establecer las ecuaciones que gobiernan el comportamiento de cada uno de ellos, posteriormente se combinan las ecuaciones correspondientes a cada uno de los elementos, esto se hace con el fin de obtener las ecuaciones que describen el comportamiento de todo el sistema. Finalmente se imponen las condiciones frontera, se soluciona el sistema de ecuaciones y en caso de requerirse se realizan cálculos adicionales.

Método variacional: Al modelar algún fenómeno físico por medio del cálculo diferencial, frecuentemente se llega a una ecuación integral, en la cual únicamente interesan los valores máximos o mínimos. Dicha ecuación presenta integrandos que contienen funciones desconocidas, lo cual lleva al cálculo variacional, el cual consiste en encontrar un funcional, tal que, al extremizarlo sea igual a resolver la ecuación diferencial del problema original con sus valores a la frontera.

Al igual que el método anterior se generará un sistema matricial de ecuaciones dado que el proceso de extremización se aplica para cada uno de los elementos y posteriormente se suman las contribuciones de todos sus funcionales. El funcional en un análisis de deformación está representado por una energía (por ejemplo la energía potencial).

El método variacional es uno de los métodos más poderosos en la solución de problemas de ingeniería, además de ser el método más antiguo utilizado para la solución de problemas.

Método de residuos ponderados: Este método es una técnica global que involucra una integral para obtener soluciones aproximadas a ecuaciones diferenciales parciales lineales y no lineales. Dicho método consiste en suponer una solución aproximada y sustituir dicha ecuación dentro de la ecuación diferencial, lo cual dará como resultado un error denominado residuo.

El primer paso para obtener una solución aproximada por medio de este método consiste en aproximar la función desconocida (u) por una función de prueba. Debido a que dicha función es sólo una aproximación, al sustituirla en la ecuación diferencial se obtendrá un residuo (ε). Con este método se busca determinar los términos desconocidos (C_i) de tal forma que el error o valor del residuo sea mínimo. Esto se consigue haciendo que la integral ponderada del error (ε) sobre toda la región de análisis sea nula.

Después se identifican las funciones de ponderación linealmente independientes (W_i). Una vez que se especifica una forma funcional para las funciones de ponderación, se emplea la aproximación de la función desconocida u y se combina esta información con la ecuación integral de W_i , para obtener un conjunto de n ecuaciones simultáneas, con n valores desconocidos C_i . Finalmente se resuelven las ecuaciones para C_i y se obtiene una representación aproximada para u .

Existe una variedad de técnicas de residuos ponderados debido a las opciones de funciones ponderadas o a los principios de distribución del error que se utilizan. El principio de distribución del error más utilizado para derivar ecuaciones de elemento finito es conocido como el método de Galerkin. El método de Galerkin utiliza la función de ponderación W_i exactamente igual a la función de interpolación N_i utilizada para la formulación de cada uno de los elementos. [Ref. 12].

3.3 Ajuste de modelos de regresión.

3.3.1 Método de superficie de respuesta.

En muchos problemas hay dos o más variables relacionadas y el interés se centra en modelar y explorar esta relación. La relación que existe entre estas variables se caracteriza por un modelo matemático llamado modelo de regresión. Dicho modelo se ajusta a un conjunto de datos muestrales. Existe una fuerte relación recíproca entre el diseño de experimentos y el análisis de regresión.

Los métodos de regresión se utilizan con frecuencia para analizar datos de experimentos no controlados o de registros históricos. Los métodos de regresión también son muy útiles en experimentos diseñados cuando algo salió mal [Ref. 15].

Un modelo que podría describir la relación entre variables es:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \varepsilon \quad (14)$$

Que se trata de un modelo de regresión lineal múltiple con dos variables independientes. Es común llamar a las variables independientes variables predictoras o regresores (variables de regresión). El parámetro β_0 define la intersección del plano con el eje de las ordenadas. En ocasiones β_1 y β_2 se denominan los coeficientes de regresión parcial, porque β_1 mide el cambio esperado en y para cada cambio unitario de x_1 cuando x_2 se mantiene constante y β_2 mide el cambio esperado en y para cada cambio unitario de x_2 cuando x_1 se mantiene constante.

En general, la variable de respuesta puede relacionarse con k regresores. Al modelo:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \varepsilon \quad (15)$$

Que se conoce como modelo de regresión lineal múltiple con k regresores. Este modelo describe un hiperplano en el espacio de k dimensiones de los regresores $\{x_j\}$.

Otro ejemplo de modelo de regresión múltiple es el modelo de superficie de respuesta de segundo orden en dos variables:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{11} x_1^2 + \beta_{22} x_2^2 + \beta_{12} x_1 x_2 + \varepsilon \quad (16)$$

De manera general cualquier modelo de regresión que es lineal en los parámetros (los valores de β) es un modelo de regresión lineal, independientemente de la forma de la superficie de respuesta que genera.

El método de mínimos cuadrados se utiliza de manera típica para estimar los coeficientes de regresión de un modelo de regresión lineal múltiple.

Este método consiste en elegir las β de la ecuación de tal modo que la suma de los cuadrados del error, se minimice. La función de mínimos cuadrados es:

$$L = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i^2 \quad (17)$$

$$L = \sum_{i=1}^n \left(y_i - \beta_0 - \sum_{j=1}^k \beta_j x_{ij} \right)^2 \quad (18)$$

La función L debe minimizarse con respecto a $\beta_0, \beta_1, \dots, \beta_k$. Los estimadores de mínimos cuadrados, deben satisfacer:

$$\frac{\partial L}{\partial \beta_0} = -2 \sum_{i=1}^n \left(y_i - \beta_0 - \sum_{j=1}^k \beta_j x_{ij} \right) = 0 \quad (19)$$

$$\frac{\partial L}{\partial \beta_j} = -2 \sum_{i=1}^n \left(y_i - \beta_0 - \sum_{j=1}^k \beta_j x_{ij} \right) x_{ij} = 0 \quad (20)$$

Simplificando la ecuación (3.6) y (3.7), se obtiene:

$$n\beta_0 + \beta_1 \sum_{i=1}^n x_{i1} + \beta_2 \sum_{i=1}^n x_{i2} + \dots + \beta_k \sum_{i=1}^n x_{ik} = \sum_{i=1}^n y_i \quad (21)$$

$$\beta_0 \sum_{i=1}^n x_{i1} + \beta_1 \sum_{i=1}^n x_{i1}^2 + \beta_2 \sum_{i=1}^n x_{i1} x_{i2} + \dots + \beta_k \sum_{i=1}^n x_{i1} x_{ik} = \sum_{i=1}^n x_{i1} y_i \quad (22)$$

$$\beta_0 \sum_{i=1}^n x_{ik} + \beta_1 \sum_{i=1}^n x_{ik} x_{i1} + \beta_2 \sum_{i=1}^n x_{ik} x_{i2} + \dots + \beta_k \sum_{i=1}^n x_{ik}^2 = \sum_{i=1}^n x_{ik} y_i \quad (23)$$

Estas ecuaciones se conocen como ecuaciones normales de mínimos cuadrados. Es más sencillo resolver estas ecuaciones normales si se expresan en la notación matricial, es decir:

$$y = X\beta + \varepsilon \quad (24)$$

$$y = \begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \cdot \\ \cdot \\ y_n \end{bmatrix} \quad X = \begin{bmatrix} 1 & x_{11} & x_{12} & \cdot & \cdot & \cdot & x_{1k} \\ 1 & x_{21} & x_{22} & \cdot & \cdot & \cdot & x_{2k} \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ 1 & x_{n1} & x_{n2} & \cdot & \cdot & \cdot & x_{nk} \end{bmatrix}$$

$$\beta = \begin{bmatrix} \beta_0 \\ \beta_1 \\ \cdot \\ \cdot \\ \beta_k \end{bmatrix} \quad \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \cdot \\ \cdot \\ \varepsilon_n \end{bmatrix}$$

En general, y es un vector ($nx1$) de las observaciones, X es una matriz (nxk) de los niveles de las variables independientes, β es un vector ($kx1$) de los coeficientes de regresión y ε es un vector de los errores aleatorios.

Se desea encontrar el vector de los estimadores de mínimos cuadrados, β , que minimice:

$$L = \sum_{i=1}^n \varepsilon_i^2 = \varepsilon^T \varepsilon = (y - X\beta)^T (y - X\beta) \quad (25)$$

Donde L puede expresarse como:

$$L = y^T y - \beta^T X^T y - y^T X \beta + \beta^T X^T X \beta \quad (26)$$

$$L = y^T y - 2\beta^T X^T y + \beta^T X^T X \beta \quad (27)$$

Ya que $\beta^T X^T y$ es una matriz ($1x1$), o un escalar, y en su transpuesta $(\beta^T X^T y)^T = y^T X \beta$ es el mismo escalar. Los estimadores de mínimos cuadrados deben satisfacer:

$$\frac{\partial L}{\partial \beta} = -2X^T y + 2X^T X \beta = 0 \quad (28)$$

Que simplificado es:

$$X^T X \beta = X^T y \quad (29)$$

Por lo tanto el estimador de mínimos cuadrados de b es:

$$\beta = (X^T X)^{-1} X^T y \quad (30)$$

Que una vez desarrollada en detalle la ecuación queda como:

$$\begin{bmatrix} n & \sum_{i=1}^n x_{i1} & \sum_{i=1}^n x_{i2} & \cdot & \cdot & \cdot & \sum_{i=1}^n x_{ik} \\ \sum_{i=1}^n x_{i1} & \sum_{i=1}^n x_{i1}^2 & \sum_{i=1}^n x_{i1}x_{i2} & \cdot & \cdot & \cdot & \sum_{i=1}^n x_{i1}x_{ik} \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \sum_{i=1}^n x_{ik} & \sum_{i=1}^n x_{ik}x_{i1} & \sum_{i=1}^n x_{ik}x_{i2} & \cdot & \cdot & \cdot & \sum_{i=1}^n x_{ik}^2 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \beta_0 \\ \beta_1 \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ \beta_k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sum_{i=1}^n y_i \\ \sum_{i=1}^n x_{i1}y_i \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ \sum_{i=1}^n x_{ik}y_i \end{bmatrix}$$

Con lo anterior y utilizando los resultados de la matriz de experimentación se obtuvo el siguiente modelo de regresión múltiple utilizando el método de superficie de respuesta que consta de los siguientes pasos:

- 1.- Definición de la matriz de coeficientes (X) así como la matriz de resultados (Y).
- 2.- Obtención de la matriz transpuesta de X .
- 3.- Multiplicar la transpuesta de X por X .
- 4.- Obtención de la matriz inversa de la matriz obtenida en el paso anterior.
- 5.- Multiplicar la transpuesta de X por el vector Y .
- 6.- Multiplicar la matriz inversa del paso 4 por la matriz obtenida en el paso 5.

[Ref. 16].

CAPÍTULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

En este capítulo se presentan las técnicas utilizadas para la experimentación, para esto se diseñó una planta piloto que simula el proceso Tempcore con el fin de estudiar el proceso sin tener que hacer interrupciones en la planta industrial.

Se presentará la matriz de experimentación que resultó del diseño de experimentos de un análisis factorial. Además, se describirán los procedimientos de análisis metalográfico y ensayos de tensión, así como los perfiles de microdurezas y las condiciones de análisis.

Como parte de la experimentación se llevó a cabo el análisis numérico del proceso Tempcore con el programa ABAQUS, utilizando la técnica de elementos finitos con el objetivo de simular la evolución térmica que experimenta la varilla durante el proceso. Además se determinó el coeficiente de transferencia de calor durante el revenido de la varilla con ayuda del software MAGMAFrontier.

4.2 Planta piloto.

Para simular el proceso Tempcore en la planta piloto se eleva la temperatura de la varilla hasta un estado austenítico (temperatura definida en la matriz de experimentos) durante 20 minutos para que la temperatura de la varilla sea uniforme, una vez que han transcurrido los 20 minutos con ayuda de pinzas de sujeción se hace pasar la varilla (mediante caída libre) a través de 5 cañones de enfriamiento que se encargarán de templar superficialmente a la varilla.

Una vez que la varilla pasa a través del sistema de enfriamiento, se coloca en la cama de enfriamiento que consta de termopares tipo K que se encuentran en contacto con la superficie de la varilla y registran el historial térmico de la varilla en un sistema de adquisición de datos. En la figura 4.1 se encuentra un dibujo esquemático y los componentes de la planta piloto.

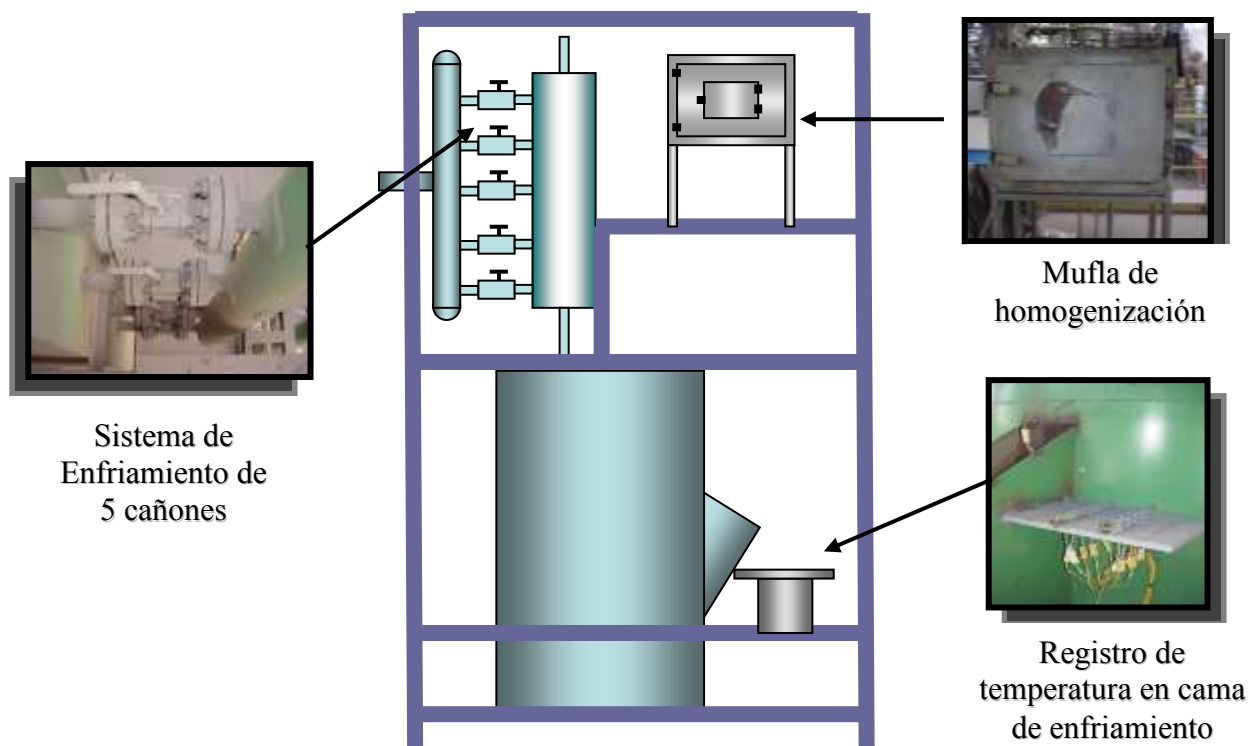


Figura 4.1. Diagrama esquemático de la Planta piloto Tempcore.

4.2.1 Mufla de homogenización.

La planta piloto consta de una mufla de homogenización, en la cual se lleva a la varilla experimental a una zona de austenítica, ver figura 4.2. La mufla es de resistencia eléctrica y tiene capacidad de elevar la temperatura arriba de 1100° C; dentro del horno se tiene una varilla con un termopar tipo K conectado a ella, de manera que se puede tener control sobre la temperatura que alcanza la varilla dentro del horno. Además, dentro del horno existe una atmósfera inerte de nitrógeno para evitar la formación de óxido en la superficie de la varilla.

Las varillas fueron sometidas a las temperaturas de la matriz de experimentos durante 20 minutos para así asegurar la uniformidad en la varilla en el intervalo de la austenita. En la literatura se recomienda mantener una pieza de 1 pulgada de espesor durante 1 hora para asegurar uniformidad en la pieza en austenita. Las temperaturas de austenizado de las varillas fueron de 900, 1000 y 1100 °C, debido a que representan el intervalo de temperaturas utilizadas en la planta industrial.



Figura 4.2. Horno de resistencia utilizado para austenizar las varillas de experimentación.

4.2.2 Sistema de medición de temperatura de entrada.

A la entrada de los cañones de enfriamiento se cuenta con un pirómetro infrarrojo con el fin de registrar la temperatura en la superficie de la varilla antes del temple. Esto debido a que se tiene que sacar la varilla de la mufla y ser llevada al enfriamiento brusco. En teoría esto proporciona información de la temperatura superficial de la varilla antes del temple.

Una vez que se posiciona la varilla en estado austenítico a la entrada de los cañones se apuntó con el pirómetro a la varilla hasta detectar su temperatura que es registrada en un sistema de adquisición de datos (MINOLTA). Con esto se tiene un registro de la temperatura superficial de la varilla justo antes del temple.

Este tipo de pirómetros es muy sensible a la distancia, por esto se ajustó la distancia de medición de la temperatura a 1.5m que es la recomendada por el fabricante en el manual de operación de pirómetro. La medición de este tipo de equipos es muy sensible al movimiento, por tal motivo la varilla se posicionó a la entrada de los cañones de enfriamiento por un tiempo aproximado de 5 segundos hasta obtener el registro de la temperatura.

4.2.3 Sistema de enfriamiento.

El sistema de enfriamiento cuenta con cinco cañones, los cuales regulan el flujo y la presión del agua, éstos están dispuestos en forma vertical, con el fin de no contar con un sistema complejo que haga pasar la varilla a través de los cañones, sino hacerlo mediante caída libre. Se utilizó este tipo de cañones de enfriamiento debido a que son del tipo utilizado en la planta industrial, ver figura 4.3.

La dirección del flujo de agua resultó ser un factor importante, ya que se encontró experimentalmente que al invertir el sentido de los cañones (y así el flujo de agua), y el porcentaje de apertura de éstos se puede incrementar el tiempo de temple.

En este sentido la configuración de acomodo de los cañones en la cámara de enfriamiento fue tomando en cuenta que el primer cañón es el de la parte superior y así sucesivamente hasta llegar al quinto cañón (el más bajo), los tres primeros tienen una dirección de flujo de agua hacia abajo y los dos últimos una dirección de flujo hacia arriba para frenar en cierta forma a la varilla y como se mencionó anteriormente y tener un mayor control sobre el tiempo de temple.

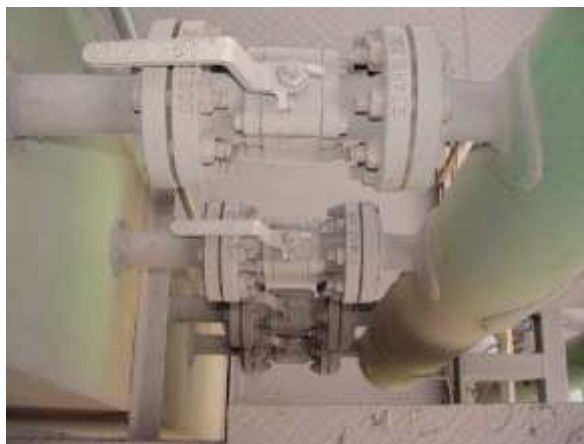


Figura 4.3. Cañones de enfriamiento utilizados para templar las varillas en la planta piloto.

4.2.4 Medición del tiempo de temple.

En la entrada de los cañones así como a la salida, se tienen instalados sensores de proximidad, éstos sensores están conectados a un cronómetro, de tal manera que cuando la varilla entra al primer cañón, el primer sensor activa el cronómetro y al salir la varilla del quinto cañón el sensor vuelve a enviar una señal al cronómetro para que corte la medición y de esta manera registrar el tiempo que la varilla permanece dentro de los cañones de enfriamiento.

4.2.5 Medición del flujo de agua.

Para medir el flujo de agua que pasa por los cañones se utiliza un flujómetro digital de ultrasonido instalado a la tubería de entrada a los cañones. El flujo se regula con una válvula de alivio que regula el flujo con la apertura o cierre de ésta.

El flujómetro consta de dos sensores que se adhieren a la tubería, el primer sensor emite una onda dentro de la tubería que lleva el flujo y el otro sensor recibe la señal. El principio de medición se basa en el tiempo que tarda la onda en llegar al segundo sensor.

4.2.6 Sistema de medición de temperatura de salida.

Una vez que la varilla ha experimentado un enfriamiento brusco al pasar por los cañones, ésta es colocada en la cama de enfriamiento, que cuenta con 10 termopares tipo K dispuestos para registrar la temperatura de la superficie con que llega la varilla y tener un registro del autorevenido de la varilla hasta temperatura ambiente.

Los termopares están conectados a una computadora de adquisición de datos y registran el historial térmico de la superficie de la varilla hasta que alcanza la temperatura ambiente, ver figura 4.4.



Figura 4.4. Disposición de los termopares tipo K en la cama de enfriamiento, para el registro de la temperatura de revenido

4.3 Diseño de experimentos.

En general los diseños de experimentos se elaboran para estudiar el desempeño de procesos y sistemas. El proceso puede por lo general visualizarse como una combinación de máquinas, métodos, personas u otros recursos que transforman cierta entrada en una salida que tiene uno o más respuestas observables. Algunas variables del proceso x_1, x_2, \dots, x_p son controlables, mientras que otras z_1, z_2, \dots, z_q no son controlables. Los objetivos del experimento podrían comprender los siguientes:

- 1.- Determinar cuáles son las variables que tienen mayor influencia sobre la respuesta.
- 2.- Determinar cuál es el mejor ajuste de las x que tienen mayor influencia de tal forma que esté cerca del valor nominal deseado.
- 3.- Determinar cuál es el ajuste de las x que tienen mayor influencia para que la variabilidad de y sea reducida.
- 4.- Determinar cuál es el ajuste de las x que tiene mayor influencia para que los efectos de las variables no controlables z_1, z_2, \dots, z_q sean mínimos.

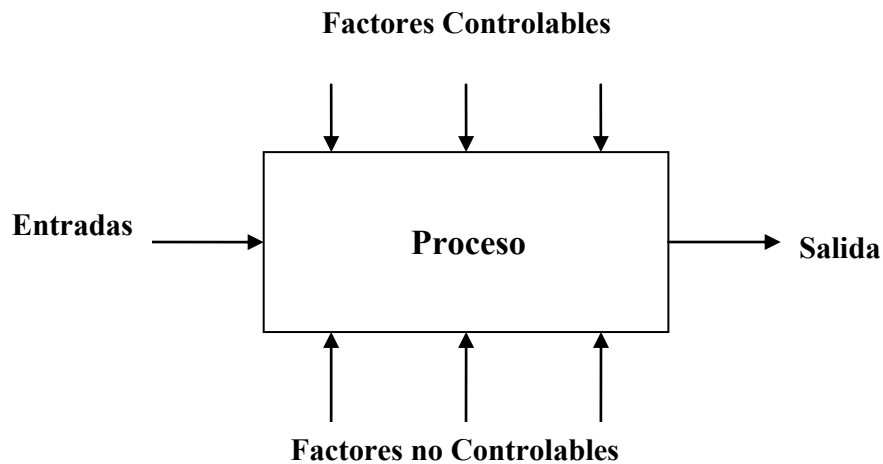


Figura 4.5. Variables involucradas en experimentación [Ref. 15].

El objetivo de este diseño de experimentos es el determinar el mejor ajuste, y determinar el parámetro que tiene mayor influencia para que la variabilidad de y sea

reducida, para este caso la respuesta será el tiempo de temple así como la resistencia a la cedencia.

Así, conociendo el diseño de la planta piloto, sus restricciones y los factores que son controlables, se propone un diseño de experimentos factorial a dos factores y tres niveles cada uno. En algún trabajo posterior se buscará incrementar las variables de entrada así como los niveles.

Las variables de entrada serán el flujo de agua (l/min.), la temperatura de entrada (°C) a los cañones de enfriamiento. En la figura 4.6 se presentan cada uno de los niveles de experimentación:

GASTO (LPM)	830 ⁽¹⁾
	1000 ⁽²⁾
	1130 ⁽³⁾

TEMPERATURA (°C)	900 ⁽¹⁾
	1000 ⁽²⁾
	1100 ⁽³⁾

Figura 4.6. Factores y niveles empleados en el diseño de experimentos factorial. NOTA: los números en paréntesis indican el nivel del factor

La matriz de experimentación resultante es la que se muestra en la Tabla 3, y muestra cada una de las condiciones así como la aleatorización de la experimentación, que permitirá cancelar los efectos de algunos factores no controlados.

Tabla 3. Matriz de experimentación para la planta piloto. Los números indican el nivel utilizado.

ORDEN DE CORRIDA	GASTO	TEMPERATURA
1	1	3
2	2	2
3	3	1
4	1	2
5	2	1
6	1	1
7	3	2
8	2	3
9	3	3

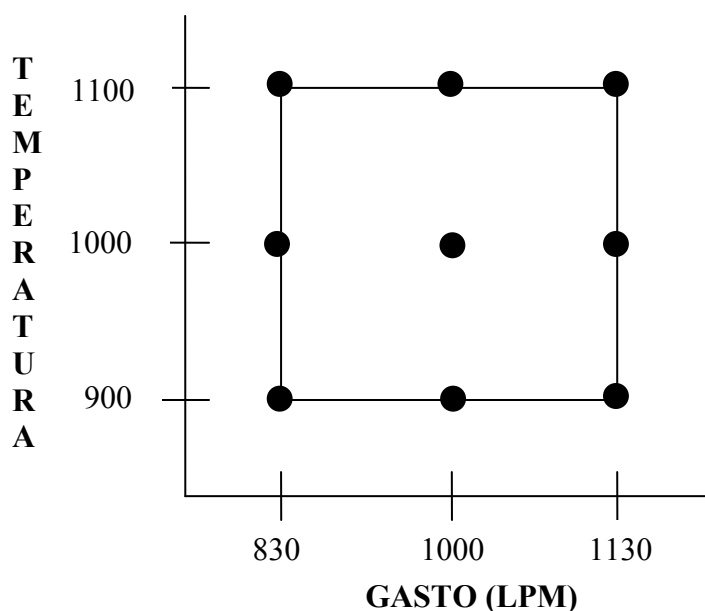


Figura 4.7. Representación esquemática de los niveles de experimentación

Cada corrida experimental constó de series de cinco varillas, de las cuales tres se dispusieron para análisis mecánicos de tensión, una para mediciones de microdurezas y una de respaldo. Las varillas de la misma condición se asignaron al azar para cada análisis que se realizó.

4.4 Análisis metalográfico.

Una vez que se corrieron todas las condiciones de experimentación, se procedió a realizar un análisis metalográfico de las probetas sometidas al temple. Se cuantificaron las fases presentes en la microestructura, para esto las probetas fueron cortadas con segueta debido a que con el corte de disco el calor liberado durante el corte pudiera modificar el tratamiento que la varilla experimentó en el temple, se montaron en baquelita, se lijaron y pulieron hasta un acabado espejo con alúmina de 0.3 μm . Las muestras fueron atacadas con nital al 3% durante 10 segundos para revelar las fronteras de grano de la ferrita, este tiempo y atacante fue seleccionado del Handbook Metallographic Análisis. Las mediciones del tamaño de grano así como el porcentaje de fases presentes se llevó a cabo utilizando un microscopio óptico y el analizador de imágenes fue el software MSQMaterials Analysis.

Para la medición del tamaño de grano se utilizó una magnificación de 200X en el microscopio, mientras que para la cuantificación del porcentaje de fases se utilizó una magnificación de 1000X. Estas magnificaciones fueron usadas debido a que fue la mejor manera de realizar la medición con el software, no es posible realizar la medición de cantidad de fases a la misma magnificación que la utilizada para medir el tamaño de grano pues no se presenta una buena definición de las fronteras de fase presentes, lo que hace complicado medir la cantidad de fases.

4.5 Pruebas mecánicas.

Además de la cuantificación de fases y tamaño de grano se midieron los perfiles de microdurezas a lo largo de la sección transversal de la varilla y los espesores del anillo de martensita que se formó durante el temple. El microscopio óptico fue el utilizado para medir el espesor de martensita, mientras que un microdurómetro se utilizó para medir los perfiles de microdureza HVN a lo largo del diámetro de la varilla.

4.5.1 Pruebas de tensión.

De las muestras de experimentación de cada condición se utilizaron tres de ellas para ensayos de tensión. Las deformaciones de la varilla durante el ensayo se registraron con la ayuda de un extensómetro, el equipo utilizado para la realización de estas pruebas de tensión fue el TINIUS OLSEN de 80KN de capacidad.

Según la norma NMX-B-172 (Capítulo 3) la resistencia de fluencia debe determinarse por uno de los siguientes métodos:

- a) Método de detención de la aguja indicadora o del lector de la máquina de prueba.
- b) Cuando el acero no tenga resistencia de fluencia definido, la fluencia convencional debe determinarse con base en el alargamiento bajo carga, usando un diagrama esfuerzo – deformación unitaria o un extensómetro.

La deformación bajo carga debe ser de 0.5% para el grado 30 y grado 42 y de 0.35% para el grado 52.

Puede utilizarse cualquier velocidad de prueba razonable hasta la mitad de la resistencia de fluencia especificada, después la velocidad de separación de los cabezales se ajusta de forma que no exceda de 13 mm/min. Se debe mantener esta velocidad mientras la probeta fluya. Al alcanzar la resistencia de tensión, la velocidad de separación de los cabezales no debe exceder de 102 mm/min. En todos los casos la velocidad mínima de la prueba no debe ser menor de 1/10 de la máxima velocidad especificada para determinar el esfuerzo de fluencia y la resistencia a la tensión, respectivamente.

4.5.2 Microdurezas.

La determinación de los perfiles de microdureza (HV) se realizó de acuerdo al método de prueba estándar para dureza Vickers para materiales metálicos. El microdurómetro utilizado es el que se muestra en la figura 4.8.



Figura 4.8. Microdurómetro utilizado para evaluación de microdurezas de las probetas experimentales

El indentador utilizado es de diamante piramidal con base cuadrada y con ángulo entre caras de $136^\circ \pm 30 \text{ min}$. En la norma ASTM se recomienda utilizar una carga entre 1 y 120 Kgf y el tiempo de aplicación debe ser de 10 a 15 segundos, en estas mediciones se utilizó un tiempo de 15 segundos y una fuerza de 500 gf. El estándar seguido en esta prueba es la ASTM E384.

4.6 Desarrollo del modelo de elementos finitos.

Para la simulación de los perfiles térmicos que experimenta la varilla durante el temple se utilizó el programa comercial de ABAQUS que utiliza la técnica de elementos finitos que ya se describió anteriormente.

Para llevar a cabo esta simulación se creó una circunferencia en 2D que simula la sección transversal de la varilla y sobre la cual se obtuvieron los perfiles de temperatura a diferentes distancias en dirección radial.

En la figura 4.9 se muestra la definición de la geometría en el preprocesador de ABAQUS, donde la geometría es un sólido deformable.



Figura 4.9. Definición de la geometría de la sección transversal de la varilla como una circunferencia 2D.

Para predecir la evolución de la temperatura durante en enfriamiento de la varilla, es necesario resolver la ecuación de conducción de calor que gobierna al fenómeno que se presenta, es decir conducción de calor en dirección radial de la varilla y una frontera convectiva de un flujo de agua a temperatura ambiente y presión constante.

El modelo ha sido formulado considerando de una varilla infinitamente larga, que se mueve a una alta velocidad a través de un sistema de enfriamiento, o para una varilla sujeta a enfriamiento uniforme.

En ambos casos la conducción de calor a lo largo de la varilla es despreciada, quedando así la conducción de calor en dirección radial.

También se hicieron las siguientes suposiciones en la formulación:

1. La temperatura inicial de la varilla es uniforme
2. Simetría radial
3. Sección circular uniforme.

Bajo estas condiciones, la ecuación que gobierna el flujo de calor dentro de la varilla es:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(k \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{k}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \dot{q} = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (31)$$

Donde:

$T (^{\circ}\text{C})$ representa la temperatura y t el tiempo.

$\rho (\text{Kg}/\text{m}^3)$ es la densidad que se considera constante.

$C_p (\text{J}/\text{Kg } ^{\circ}\text{C})$ es el calor específico

$k (\text{W}/\text{m } ^{\circ}\text{C})$ es la conductividad térmica

El término q es la razón de generación de calor por unidad de volumen dentro de la varilla que es debida a la transformación de austenita a perlita.

Para este modelo se consideran condiciones frontera de temperatura homogénea a un tiempo cero y una condición convectiva en la superficie de la varilla a un tiempo mayor a cero.

$$t = 0 \quad T_0 = \text{cte} \quad -K \frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad (32)$$

En la superficie:

$$t > 0 \quad -k \frac{\partial T}{\partial r} = h(T_s - T_\infty) \quad (33)$$

Para este modelo se consideraron las propiedades de conductividad térmica (k), calor específico (Cp) como función de la temperatura, usando datos del estándar para un acero AISI 1020, los valores de las propiedades se listan en el apéndice A. El modelo no toma en consideración la energía de deformación que se asocia con el cambio de volumen debido a la transformación. Las condiciones iniciales de la simulación fueron ajustadas de tal manera que fueran la temperatura inicial antes de temple (temperatura de austenizado). Además se definieron 3 pasos en que se llevaría la solución del modelo que son las siguientes:

Paso 1: Temperatura inicial de la varilla durante 0.2 segundos (la temperatura utilizada es la definida en la matriz de experimentos).

Paso 2: Temple de la varilla, en el cual el tiempo de temple se define de los que se obtuvieron en la experimentación para cada condición experimental.

Paso 3: Revenido de la varilla, que se ajustó el tiempo a 1800 segundos que es el tiempo que permaneció la varilla en la cama de enfriamiento.

El tipo de elemento utilizado para la discretización de la geometría es un elemento triangular DC203 que es un triángulo con tres nodos e interpolación lineal entre ellos, la solución de las ecuaciones constitutivas del modelo fueron resueltas mediante la librería estándar de ABAQUS (método implícito de solución de ecuaciones).

El mallado final fue de 22,000 elementos en la sección transversal de la varilla. En la figura 4.10 se muestra el mallado final de la geometría simulada.

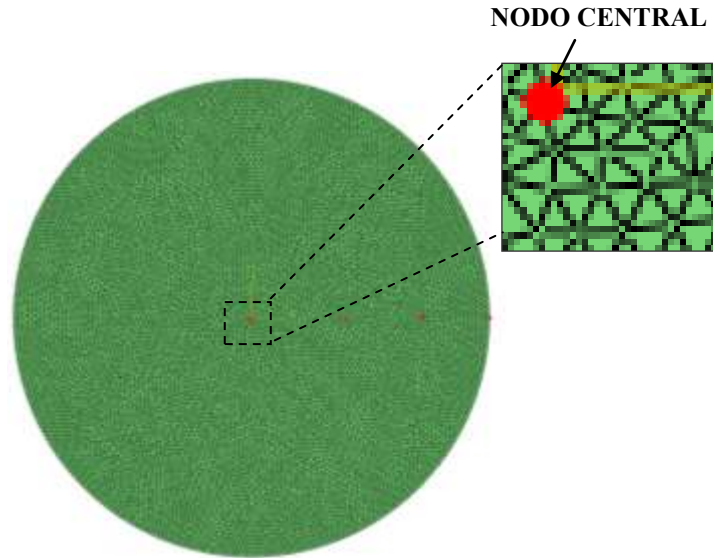


Figura 4.10. Malla generada sobre la geometría simulada, con elementos triangulares tipo DC203.

[Ref. 30]

4.6.1 Coeficiente de transferencia de calor por convección.

El coeficiente de transferencia de calor por convección (h) que aparece en la ecuación (33) fue determinado como de la siguiente manera:

Conociendo que:

$$\dot{Q} = mC_p\Delta T \quad (34)$$

$$\rho = \frac{m}{v} \quad \therefore m = \rho v \quad (35)$$

$$\dot{Q} = \rho v C_p \Delta T \quad (36)$$

Realizando un balance de flujos de calor en la superficie se tiene que:

$$Q = hA(T_s - T_\infty) \quad (37)$$

$$\therefore h = \frac{Q}{A(T_s - T_\infty)} \quad (38)$$

Conociendo la temperatura del agua de enfriamiento de 25°C, la expresión de h queda en función de la temperatura de la superficie de la varilla.

Una vez conociendo las lecturas de los termopares de la cama de revenido utilizada en la planta piloto, se utiliza la herramienta de simulación MAGMAFrontier, que es un módulo del software MAGMA para la optimización de procesos, para nuestro caso en particular su utilización será el de optimizar el coeficiente de transferencia de calor por convección natural (cama de enfriamiento) pues contamos con los datos del perfil térmico del enfriamiento de la varilla.

El módulo de MAGMAFrontier (MAGMASOFT Version 4.4, MAGMA GmbH, Keckertstr. [Ref. 47]) realiza un diseño de experimentos donde se definen límites en que puede variar el coeficiente de convección, hasta que se ajusta a la curva obtenida de simulación con las curvas reales.

Una vez obtenido el coeficiente de transferencia de calor convectivo, se utilizará para determinar los perfiles de temperatura de la varilla en el software ABAQUS.

Los detalles de la obtención de los coeficientes de transferencia de calor se presentan en el apéndice B.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Análisis químico y microestructural.

En la Tabla 4, se muestra la composición química del acero utilizado en esta investigación, en este trabajo se busca obtener propiedades similares a las propiedades de la varilla convencional, que es una aleación con mayor contenido de carbono y la resistencia máxima a la tensión para esta aleación es de 617 MPa. La designación G40 se refiere a la resistencia a la cedencia para éstas varillas. Su valor es de 40 kg/mm² (392 MPa).

Tabla 4. Composición química del acero experimental G40 y varillas convencionales.

Acero	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Mo	V	S	P	C _e
Experimental (G40)	0.247	0.169	0.857	0.056	0.393	0.077	0.0151	0.004	0.03	0.026	0.436
Convencional	0.41	0.19	0.843	0.05	0.35	0.09	0.0176	0.0046	0.0437	0.039	0.596

Con respecto a la composición química, las cantidades presentes de silicio, manganeso y fósforo influirán en el temple, ya que como se mencionó en el Capítulo 2

incrementarán la zona de la austenita, pudiéndose encontrar cantidades de austenita retenida en la microestructura después del temple.

Por otra parte, con el contenido de fósforo presente en la aleación, se desprecia la posibilidad de que se presente fragilidad en caliente, más no se descarta la posibilidad de encontrar inclusiones en el material debidas a sulfuro de manganeso.

Con esta composición química y aplicando la fórmula desarrollada por Andrews [Ref. 51], se determinaron las temperaturas eutéctoides (A_1) y la temperatura a la cual la ferrita proeutectoide comienza a separarse de la austenita, bajo condiciones de calentamiento lento (A_3), tanto para la condición experimental G40 y la varilla convencional. Las temperaturas obtenidas se presentan en la Tabla 5.

$$A_1(^{\circ}C) = 723 - 10.7(Mn) - 16.9(Ni) + 29.1(Si) + 16.9(Cr) + 290(As) + 6.38(W)$$

$$A_3(^{\circ}C) = 910 - 203(\sqrt{C}) - 15.2(Ni) + 44.7(Si) + 104(V) + 31.5(Mo) + 13.1(W)$$

Tabla 5. Temperaturas de transformación resultantes de la aplicación de la fórmula de Andrews.

Temperaturas de Transformación ($^{\circ}C$)		
($^{\circ}C$)	G40	Convencional
A_1	718.5	719
A_3	816.5	788

En la figura 5.1, se muestran los diagramas TTT de ambas aleaciones, donde se ve claramente el efecto del desplazamiento hacia la derecha de la varilla convencional debido a las mayores cantidades de elementos aleantes que presenta esta aleación.

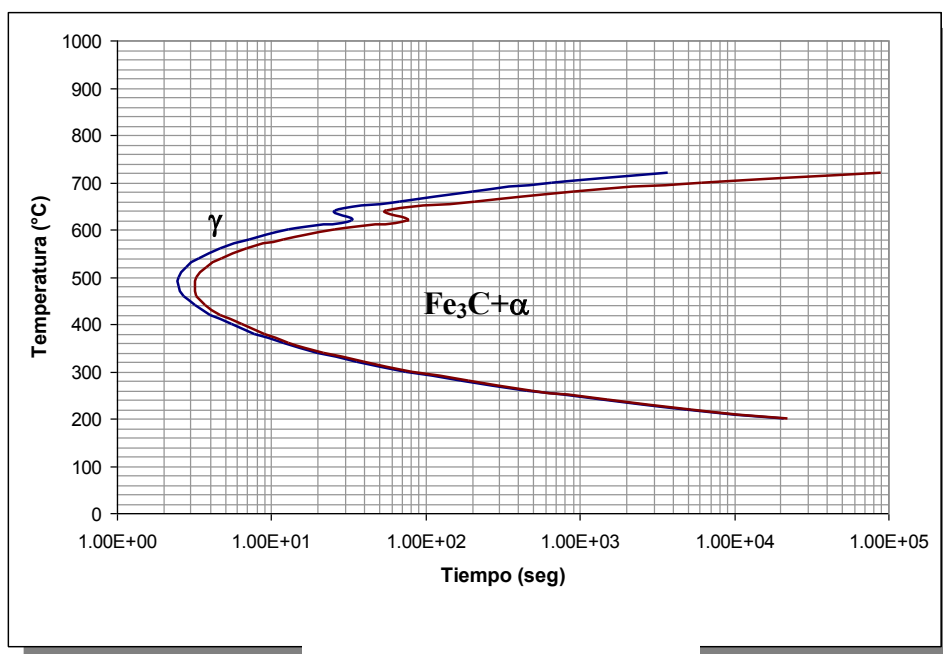


Figura 5.1. Diagrama TTT calculado con el software MAP_STEEL_MUCG46_90 del grupo de transformación de fases de la Universidad Cambridge U.K. para Aleación G40 (línea azul) y convencional (línea roja).

En los diagramas anteriores se puede observar que con la composición química de experimentación G40, para poder realizar el temple a la varilla, se tiene que utilizar un tiempo menor a 2.5 segundos, mientras que para la varilla convencional este tiempo aumenta a 3.5 segundos. El diagrama TTT de la figura 5.1, es una construcción teórica, y se toma sólo como referencia.

Por lo anterior, esta aleación es complicada de templar especialmente cuando se trata de piezas de mayores espesores, ya que se necesita someter la muestra a enfriamientos demasiado bruscos en tiempos muy cortos. El diámetro de la varilla de experimentación es de 9.52 mm (3/8") lo cual ayuda a lograr un temple superficial satisfactorio en la varilla.

En las siguientes figuras se presentan las microestructuras obtenidas de las varillas G40 sin tratamiento térmico así como la microestructura de una varilla de composición química convencional.

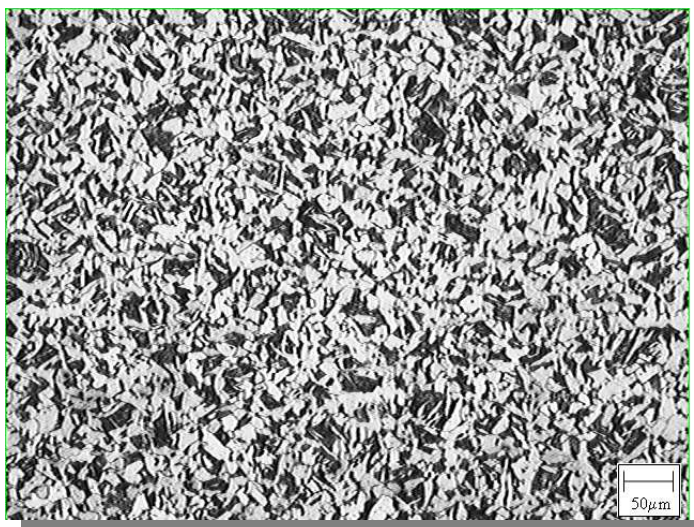


Figura 5.2. Microestructura de una varilla experimental (G40) sin tratamiento térmico

La microestructura de la figura 5.2 es de una muestra de varilla G40 sin tratamiento térmico y muestra un tamaño de grano uniformemente distribuido a lo largo de la sección de la varilla, lo que indica un enfriamiento lento; esta microestructura es homogénea a lo largo de la sección de la varilla. El análisis metalográfico para esta varilla muestra que el porcentaje de ferrita presente en la microestructura es de 58.1% y un 41.9% es perlita.

La resistencia a la cedencia reportada de los ensayos mecánicos es de 380 MPa, que es cercano al reportado en la literatura para un acero AISI 1020 (400 MPa) y el tamaño de grano de ferrita de 11 μm (ASTM de 10.2).

La siguiente figura muestra la microestructura de una varilla de composición química convencional (figura 5.3), cabe mencionar que éstas varillas no son sometidas a tratamiento térmico.

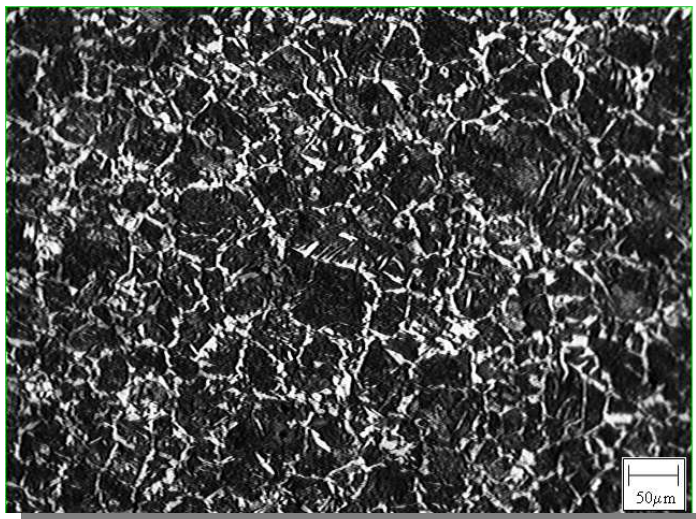


Figura 5.3. Microestructura de una varilla convencional sin tratamiento térmico.

En ésta microestructura (figura 5.3), se presenta una mayor cantidad de perlita (comparada con una microestructura de una varilla G40 sin tratamiento térmico) y un tamaño de grano de ferrita de $7\text{ }\mu\text{m}$ (11.4 ASTM), es decir es menor el tamaño de grano para la varilla convencional que la varilla G40 sin tratamiento térmico, esto es debido a que contiene un mayor contenido de carbono. El análisis metalográfico reporta porcentajes de ferrita de 16.1% y un 83.9% es perlita.

A continuación se presentan las microestructuras obtenidas del análisis metalográfico de cada una de las condiciones experimentales, se presentan primeramente las condiciones de austenizado a 900°C después las muestras austenizadas a 1000°C y finalmente las sometidas a 1100°C .

Las microestructuras que se mostrarán a continuación son tomadas al centro de la varilla, pero se observó que no existe una variación microestructural a lo largo del diámetro (antes del anillo de martensita formado) de la varilla debido al enfriamiento brusco y rápido a que fueron sometidas.

En las figuras 5.4, 5.5 y 5.6 se muestran las microestructuras resultantes para una temperatura de austenizado de 900°C y flujos de enfriamiento de 830, 1,000 y 1,130 l/min.



Figura 5.4. Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.36 segundos (Condición A3).



Figura 5.5. Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min. durante 0.3 segundos (Condición A2).

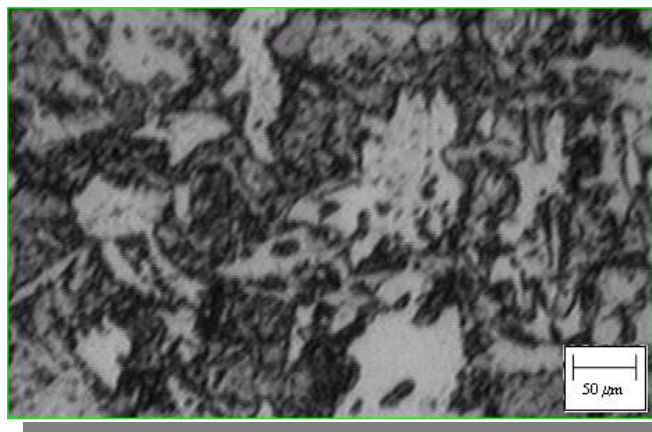


Figura 5.6. Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1,130 l/min. durante 0.27 segundos (Condición A1).

La microestructura de la figura 5.4 fue sometida a un menor flujo de agua durante el temple (830 l/min.), a diferencia de las microestructuras de las figuras 5.5 y 5.6 que fueron sometidas a flujos de 1,000 y 1,130 l/min. Sin embargo la microestructura de la figura 5.4 muestra granos de ferrita acicular (widmanstätten). En la Tabla 6 se presentan los tiempos de temple promedio obtenidos para cada uno de los experimentos.

Tabla 6. Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 900° C.

Condición	Temperatura (°C)	Flujo (l/min)	Tiempo temple promedio (segundos)	Desviación Estándar
A1	900	1130	0.27	0.046
A2	900	1000	0.3	
A3	900	830	0.36	

El tiempo de temple promedio para estas tres condiciones es de 0.31 segundos con una desviación estándar de 0.046.

Para las varillas que fueron sometidas a una temperatura de austenizado de 1000° C y flujos de 830, 1,000 y 1,130 l/min se observan las siguientes microestructuras.

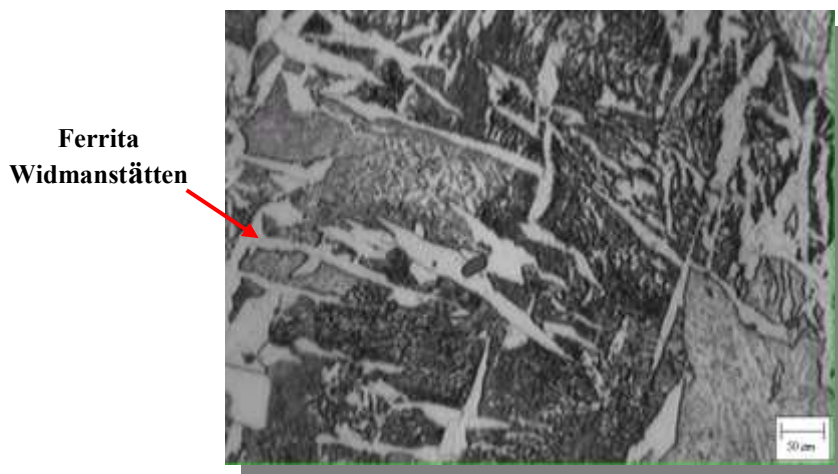


Figura 5.7. Microestructura de un temple desde una temperatura de 1000°C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.29 segundos (Condición A5).

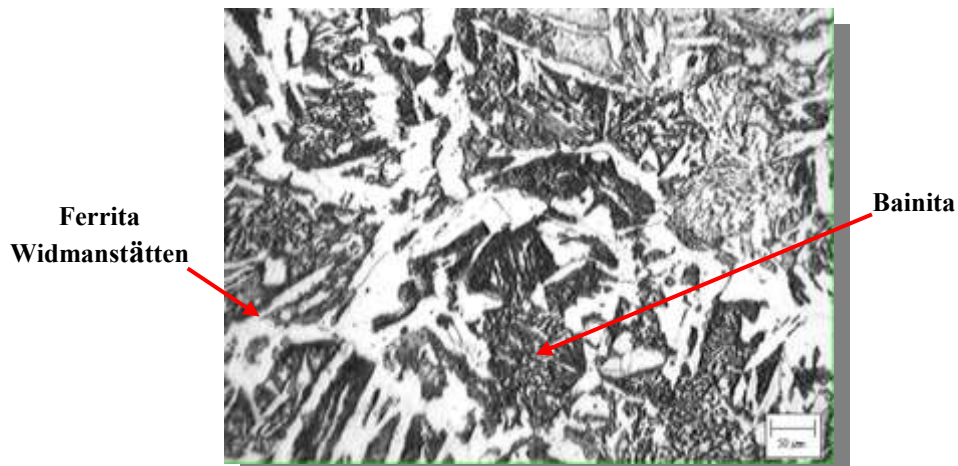


Figura 5.8. Microestructura de un temple desde una temperatura de 1000°C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min. durante 0.33 segundos (Condición A6).

Es importante hacer notar que la condición experimental para una temperatura de austenizado de 1000°C y un flujo de enfriamiento de 1,130 l/min. no se realizó en la planta piloto debido a una falla que presentó la bomba de agua.

De las microestructuras anteriores (figuras 5.7 y 5.8), la primera reporta una mayor cantidad de fase de ferrita, sin embargo son microestructuras con cantidades de fase muy similares, la micrografía de la figura 5.7, que fue sometida a un menor flujo de agua (830 lts/min.) muestra granos de ferrita más alargados (widmanstätten) lo que

resulta en mayor resistencia a la varilla como se discutirá adelante, es importante hacer notar que prácticamente presentan el mismo tiempo de temple pues es solo 0.04 segundos de diferencia, por lo tanto el efecto significativo entre ambas condiciones es el del flujo del agua.

Se puede tener una idea de que la condición de austenizado a 1000° C y temple con un flujo de 1,130 l/min presentaría una microestructura con granos de ferrita más gruesos que la enfriada con 1000 l/min. Esto sugiere de una forma muy general, que a un menor flujo de agua los granos de ferrita son más alargados y delgados que a flujos mayores.

En la Tabla 7 se presentan los tiempos de temple promedios para las condiciones experimentales de austenizado a 1000 °C.

Tabla 7. Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 1000° C.

Condición	Temperatura (°C)	Flujo (l/min)	Tiempo temple promedio (segundos)	Desviación Estándar
A4	1000	1,130	-	0.028
A5	1000	830	0.29	
A6	1000	1,000	0.33	

El tiempo promedio para estas condiciones experimentales es de 0.31 segundos con una desviación estándar de 0.028.

Las microestructuras observadas para temperaturas de austenizado de 1100° C se presentan en las figuras 5.9 a 5.11.

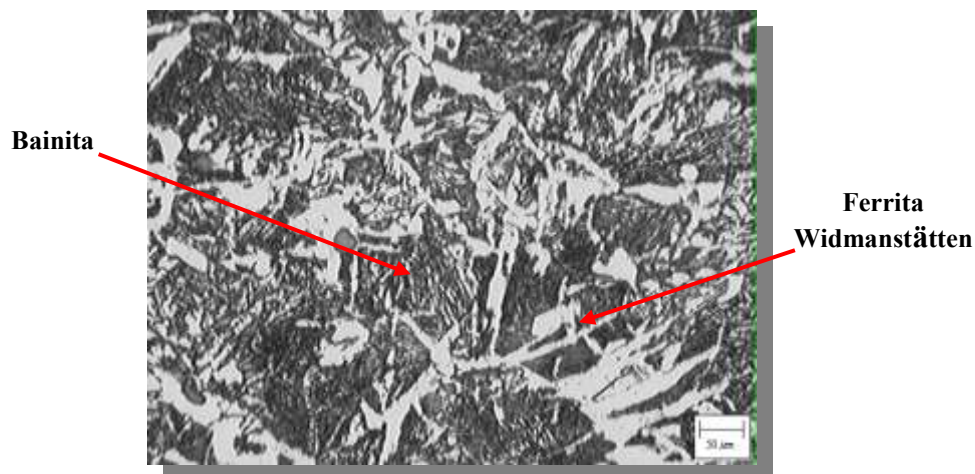


Figura 5.9. Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.43 segundos (Condición A7).

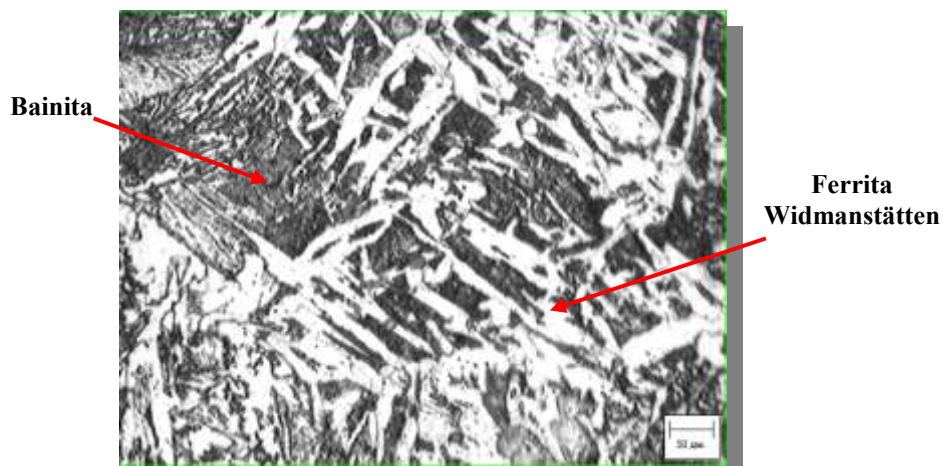


Figura 5.10. Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min. durante 0.34 segundos (Condición A8).

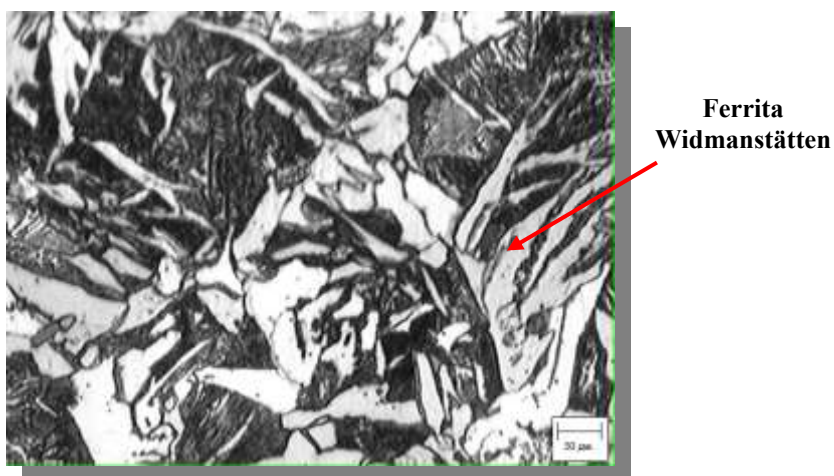


Figura 5.11. Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1,130 l/min. durante 0.27 segundos (Condición A9).

Las microestructuras anteriores presentan en sus tres condiciones ferrita widmanstätten (acicular), sin embargo en la condición A9 las agujas se aprecian menos finas. Además es importante hacer notar la presencia de bainita en las tres microestructuras.

La microestructura que se obtiene de un acero hipoeutectoide que es enfriado bruscamente contendrá ferrita widmanstätten (que en la microestructura se asemeja a una superficie acicular) más perlita fina.

De las metalografías presentadas anteriormente se puede identificar claramente, que la microestructura está constituida principalmente por granos de ferrita acicular, del tipo widmanstätten, perlita y bainita.

En la Tabla 8 se presenta el tiempo promedio resultante de las condiciones experimentales de austenizado a 1100° C.

Tabla 8. Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 1100° C.

Condición	Temperatura (°C)	Flujo (l/min)	Tiempo temple promedio (segundos)	Desviación Estándar
A7	1100	830	0.43	0.08
A8	1100	1,000	0.34	
A9	1100	1,130	0.27	

El tiempo promedio de estas tres condiciones experimentales es de 0.34 segundos con una desviación estándar de 0.08.

De forma general se puede concluir que el tiempo promedio que estuvieron sometidas todas las condiciones experimentales es de 0.34 segundos con una desviación estándar de 0.08.

De manera que se puede observar que el tiempo de temple en todas las condiciones experimentales fue constante durante la experimentación y que el efecto que se observa en las microestructuras es debido al flujo de agua de enfriamiento y la temperatura inicial de austenizado.

Por otro lado, de acuerdo a la revisión bibliográfica se encuentra que, a temperatura ambiente la ferrita sólo puede disolver 0.02% de carbono, sin embargo, con el incremento en la temperatura la solubilidad incrementa; por esta razón, durante el calentamiento de la varilla se alcanzó una solubilidad alta de carbono en la austenita y durante el enfriamiento de la varilla (temple) las cantidades disueltas de carbono, promueven la formación de perlita y fases de ferrita supersaturada de carbono.

En otras palabras, la cantidad de perlita (constituyente proeutectoide) está controlada por la razón de enfriamiento del acero en estudio. Bain y Paxtón en su libro mencionan [Ref. 5] que la ferrita nuclea muy fácilmente en los límites de grano, pero una vez que la perlita comienza a nuclear su crecimiento es mucho más rápido que el crecimiento de la ferrita y mencionan también que las propiedades no dependen de la composición de la aleación tanto como el espaciamiento presente en los carburos, que es función de la temperatura de formación de la perlita, en éste estudio se observa el mismo comportamiento donde es necesario medir el espaciamiento de la perlita, que es un trabajo futuro a realizar.

Del análisis metalográfico anterior, se puede notar que las condiciones que utilizan una temperatura de austenizado de 900°C tienen menos tendencia a formar ferrita acicular (ferrita widmanstätten) excepto para el flujo de 830 l/min. (Condición A3) que muestra fases de ferrita alargadas por el temple.

Además, las cantidades de ferrita widmanstätten se incrementan conforme aumenta la temperatura de austenizado y en algunos casos se presentan a bajas temperaturas y enfriamientos bruscos con bajos flujos de agua (830 l/min.).

En la Tabla 9 se presenta un resumen de los resultados del análisis metalográfico de las condiciones experimentales.

Tabla 9. Resumen de resultados experimentales donde X_f y X_{pb} son las cantidades de ferrita y perlita y bainita respectivamente al centro de la varilla.

Condición	Temperatura (°C)	Flujo (l/min.)	Espesor martensita	Tiempo Temple (seg.)	X_f (%)	X_{pb} (%)
Convencional	-	-	-	-	16.1	83.9
A1	900	1,130	1.365	0.27	32.3	67.7
A2	900	1,000	0.863	0.3	37.7	62.3
A3	900	830	0.96	0.36	25.5	74.5
A5	1000	830	0.905	0.29	35.1	64.9
A6	1000	1,000	1.3	0.33	33.2	66.8
A7	1100	830	1	0.43	35.5	64.5
A8	1100	1,000	0.94	0.34	35.6	64.4
A9	1100	1,130	1.008	0.27	28.9	71.1

El tiempo de temple promedio para todas las condiciones es de 0.32 segundos.

5.2 Resultados de simulación

Con los coeficientes de transferencia de calor determinados con MAGMAFrontier y de manera analítica (ver apéndice B), se realizaron las simulaciones del proceso de temple con el software ABAQUS y se obtuvieron los perfiles de temperatura que experimenta la varilla en su sección transversal, cabe mencionar que se simularon los tiempos reales de experimentación así como el tiempo promedio de todas las condiciones.

La temperatura M_s se determinó con la relación empírica de Andrews [Ref. 51] que es:

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo)$$

Los perfiles térmicos para la sección transversal de la varilla, se tomaron en cuatro nodos en dirección radial, los nodos monitoreados son los siguientes y se muestran en la figura 5.12:

- Nodo 30 situado en la superficie de la varilla.
- Nodo 4105 localizado a 3.2mm del centro.
- Nodo 6758 localizado a 1.4mm del centro.
- Nodo 7397 situado al centro de la varilla.

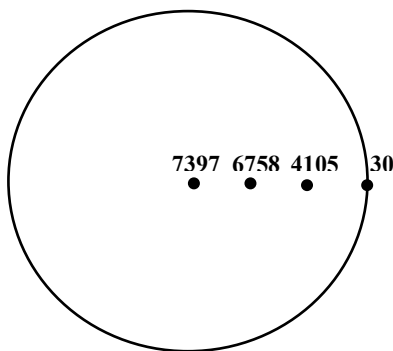


Figura 5.12. Localización de los nodos en la sección transversal de la varilla.

Las temperaturas de revenido reportadas, se definieron como la máxima temperatura alcanzada por la superficie de la varilla.

Los perfiles obtenidos son los siguientes:

En las figuras 5.13, 5.14 y 5.15 se muestran los perfiles de temperatura obtenidos de simulación para una temperatura de austenizado de 900°C y flujos de enfriamiento de 830, 1,000 y 1,130 l/min.

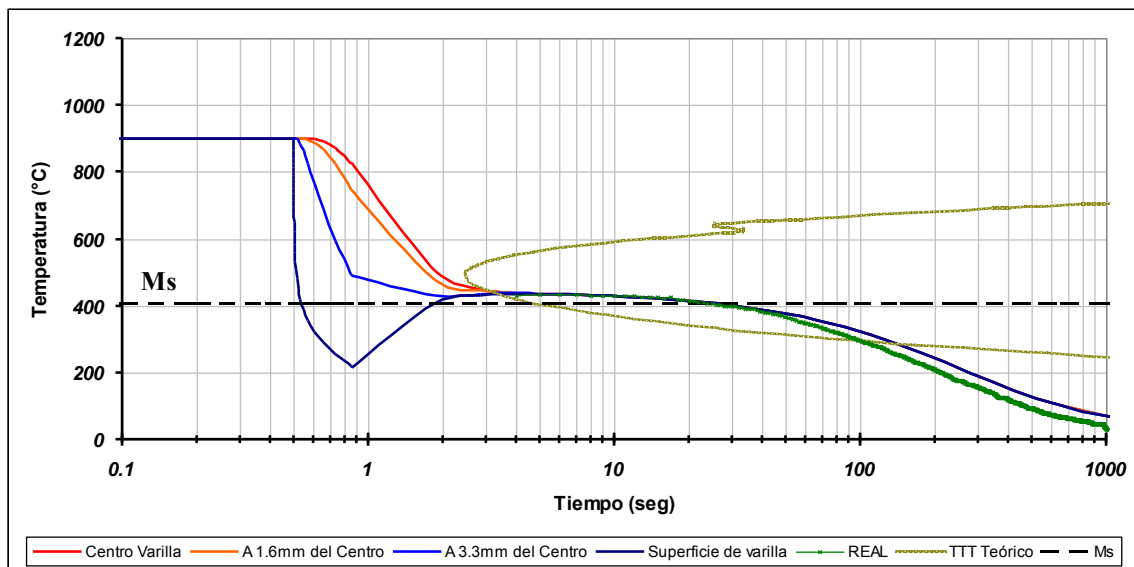


Figura 5.13. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.36 segundos (Condición A3).

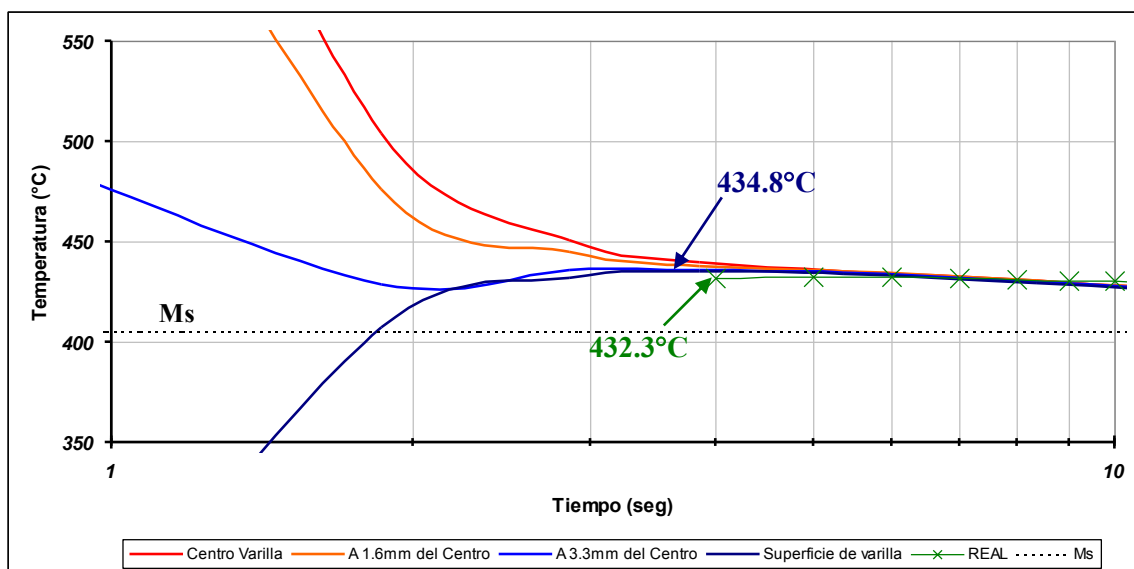


Figura 5.14. Correlación del perfil de temperatura real de termopar y la condición simulada A3.

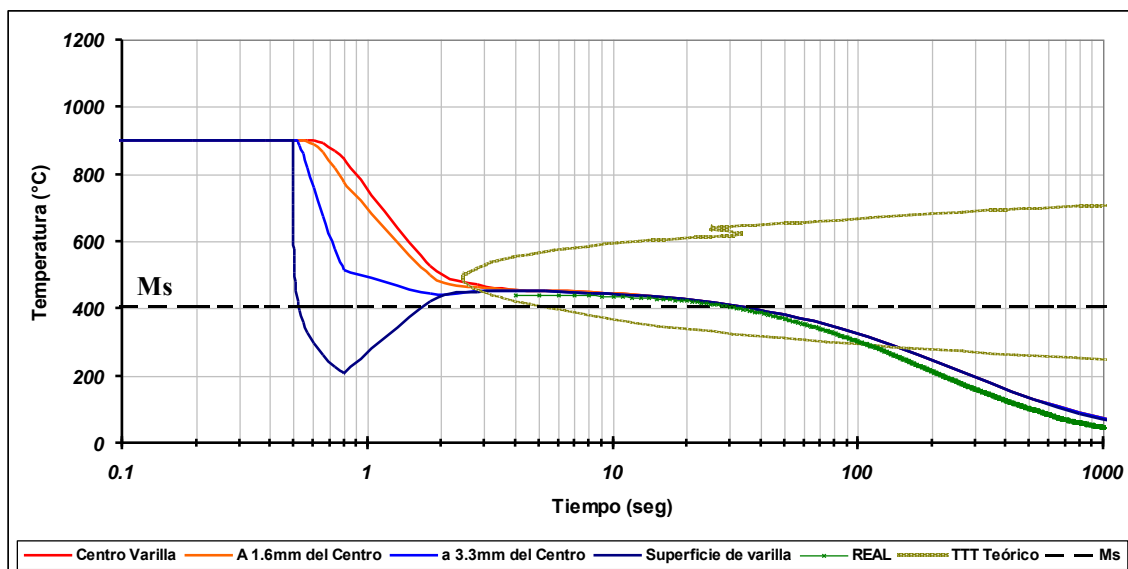


Figura 5.15. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1000 l/min. durante 0.3 segundos (Condición A2).

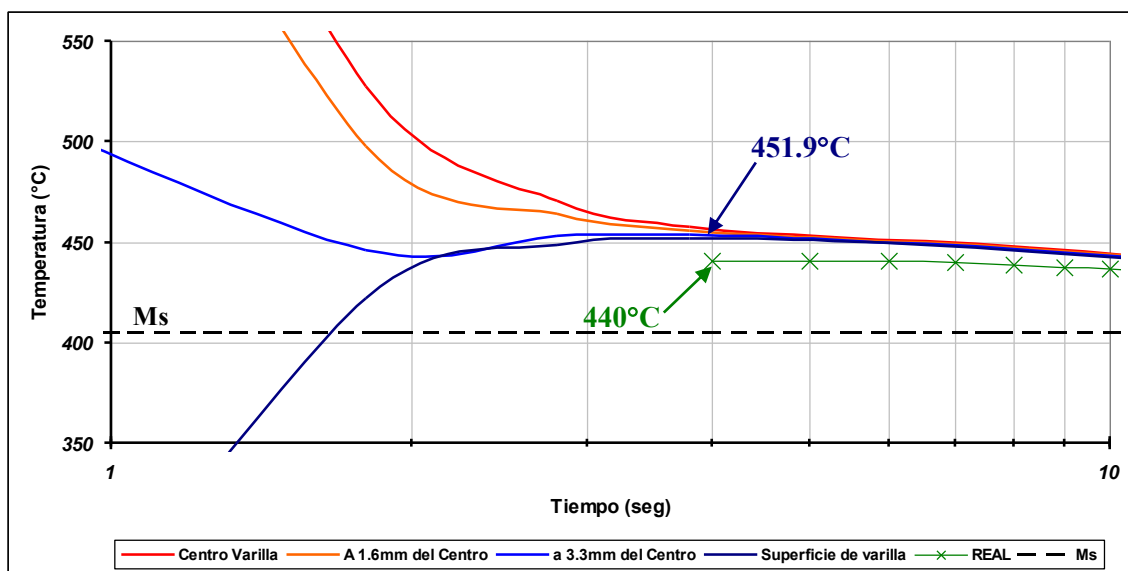


Figura 5.16. Correlación del perfil de temperatura real del termopar y la condición simulada A2.

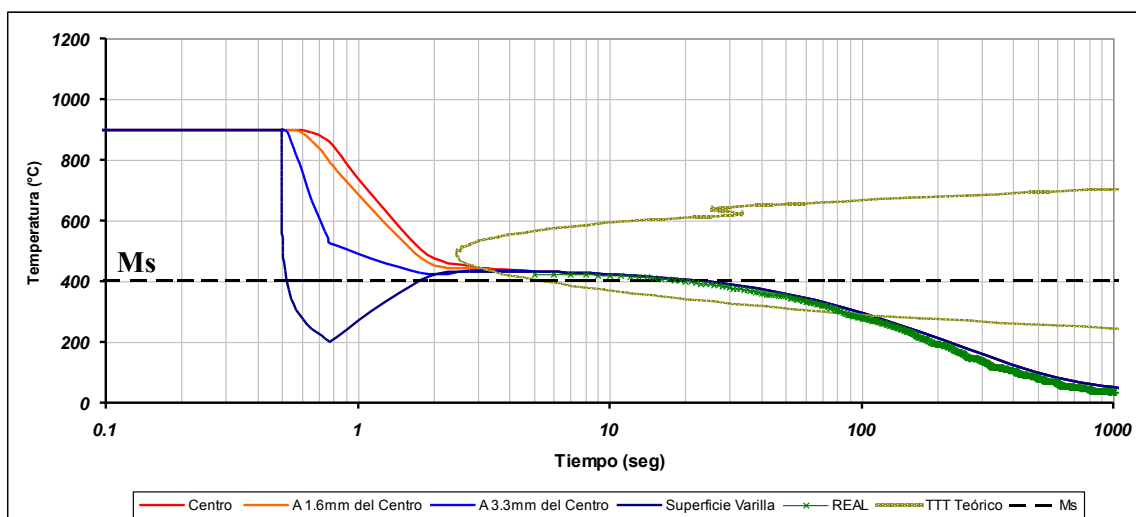


Figura 5.17. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1130 l/min. durante 0.27 segundos (Condición A1).

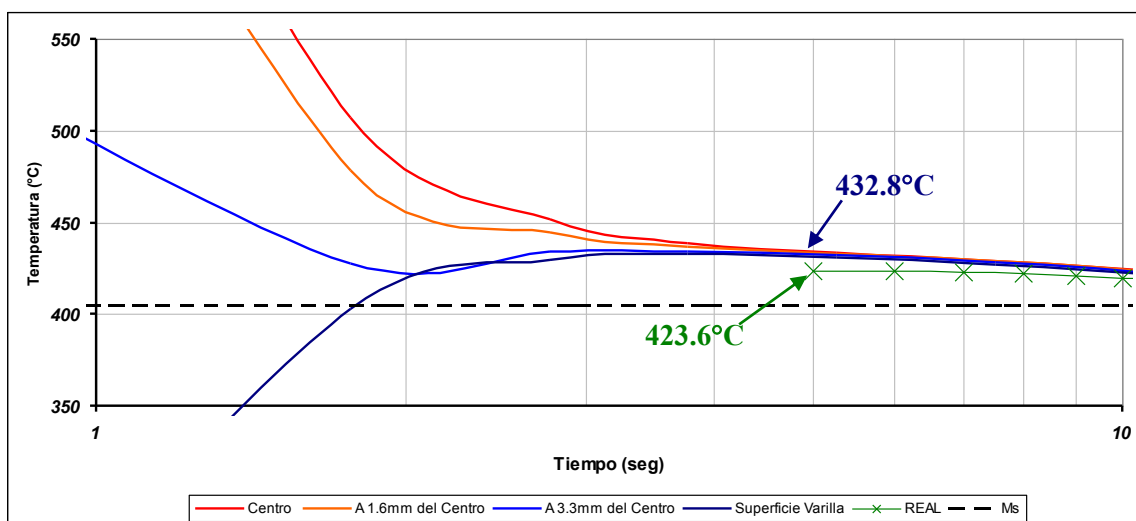


Figura 5.18. Correlación del perfil de temperatura real del termopar y la condición simulada A1.

De las curvas anteriores se puede observar que la temperatura de revenido alcanzada por la superficie de la varilla tiene buena correlación entre los obtenidos por simulación y los datos experimentales, como se observa en la Tabla 10.

Tabla 10. Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.

Condición	Temperatura Ausntenizado (°C)	Flujo Enfriamiento (l./min.)	Temperatura Revenido Real (°C)	Temperatura Revenido Simulación (°C)	Diferencia
A1	900	1130	423.67	432.8	-9.13
A2	900	1000	440	451.9	-11.1
A3	900	830	432.3	434.8	-2.48

En las figuras 5.19, 5.20 y 5.21 se muestran los perfiles de temperatura obtenidos de simulación para una temperatura de austenizado de 1000°C y flujos de enfriamiento de 830, 1,000 l./min.

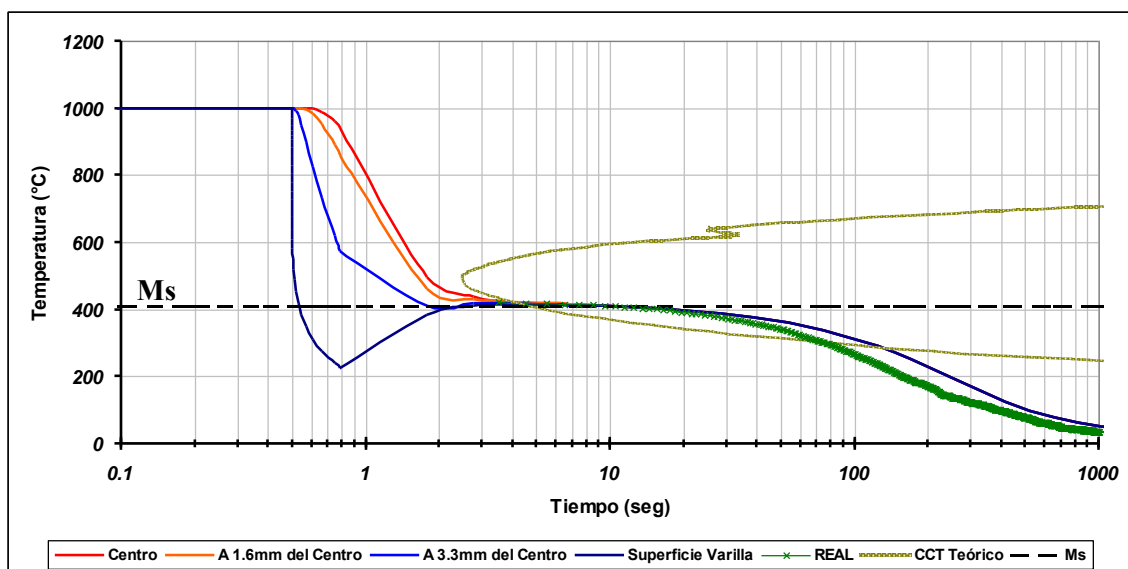


Figura 5.19. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.29 segundos (Condición A5).

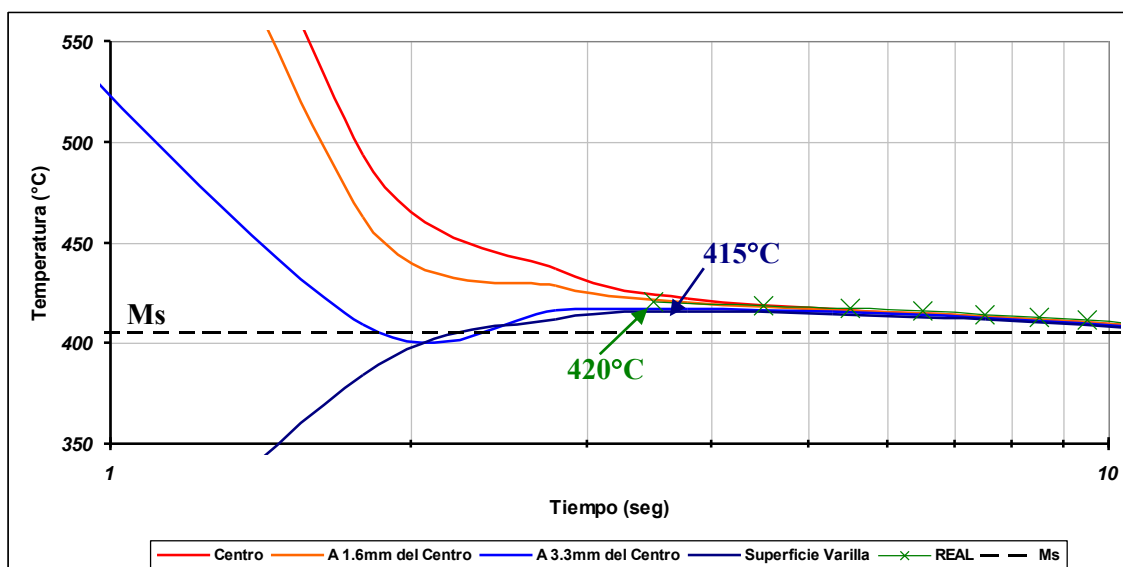


Figura 5.20. Correlación del perfil de temperatura real del termopar y la condición simulada A5.

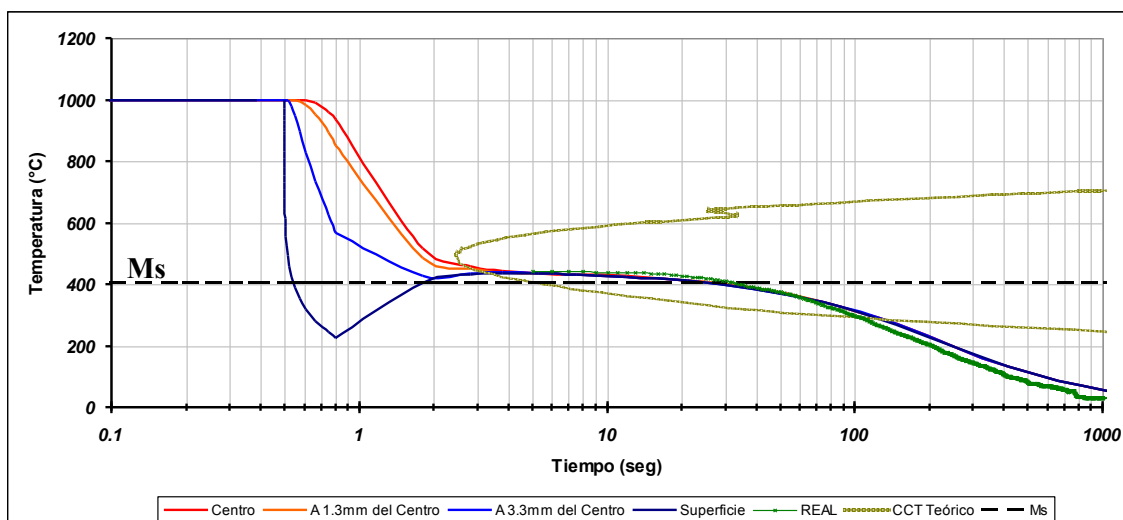


Figura 5.21. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 1000 l/min. durante 0.33 segundos (Condición A6).

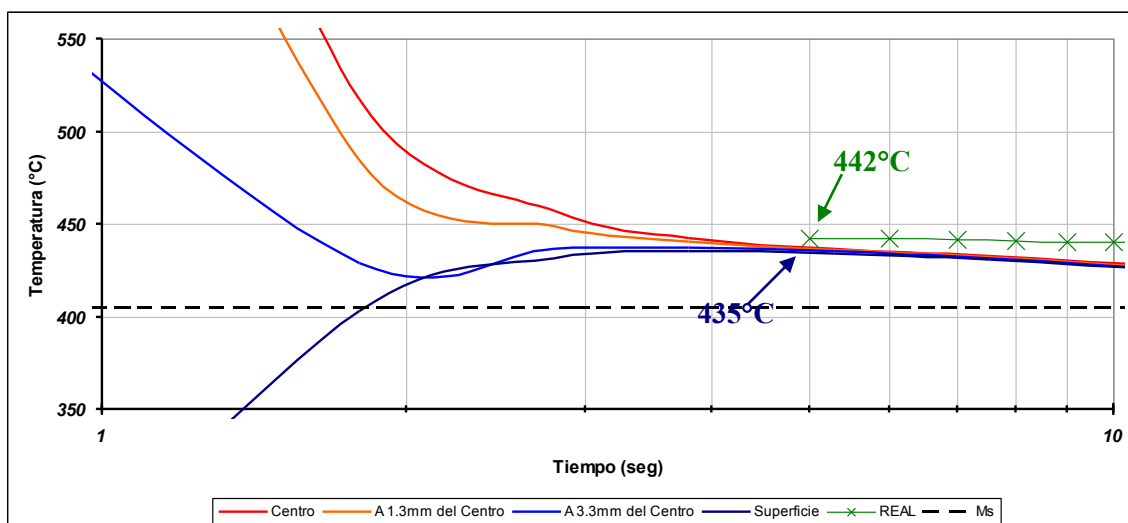


Figura 5.22. Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A6.

De los perfiles mostrados las temperaturas de revenido alcanzadas se muestran en la tabla 11.

Tabla 11. Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.

Condición	Temperatura Austenizado (°C)	Flujo Enfriamiento (l/min)	Temperatura Revenido Real (°C)	Temperatura Revenido Simulación (°C)	Diferencia
A5	1000	830	420	415	5.4
A6	1000	1000	442.3	435.35	6.97

Las figuras 5.23, 5.24 y 5.25 se muestran los perfiles de temperatura obtenidos de simulación para una temperatura de austenizado de 1100°C y flujos de enfriamiento de 830, 1,000 y 1130 l/min.

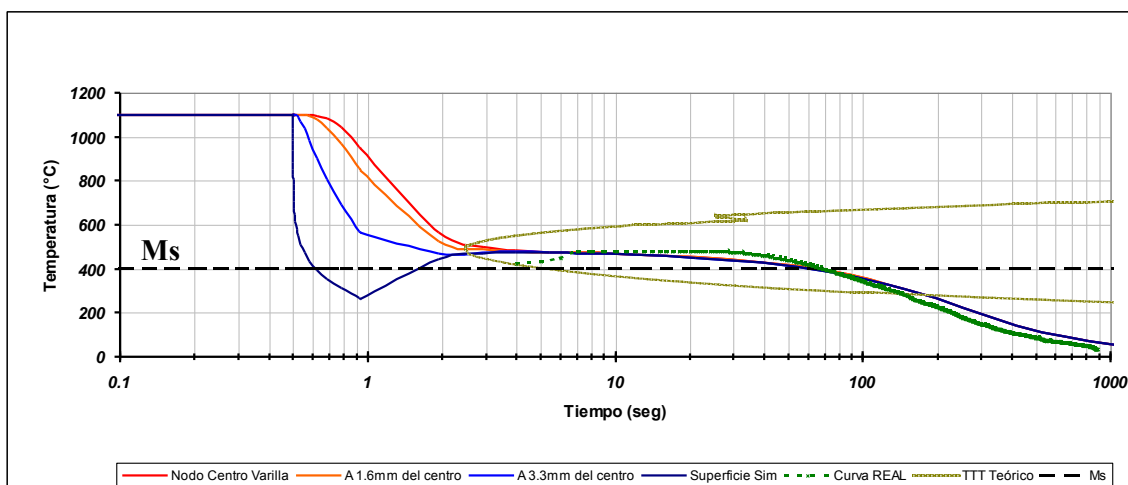


Figura 5.23. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 830 l/min. durante 0.43 segundos (Condición A7).

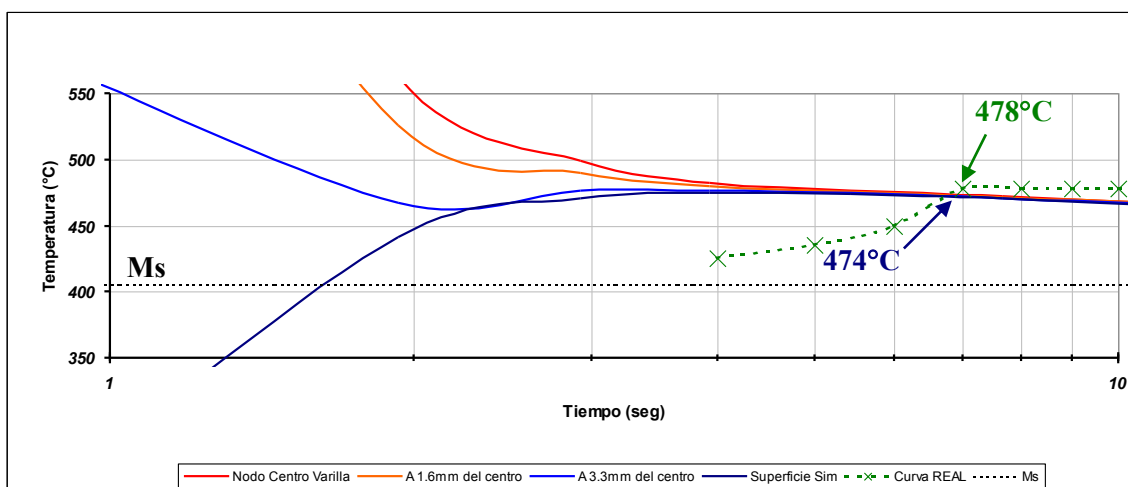


Figura 5.24. Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A7.

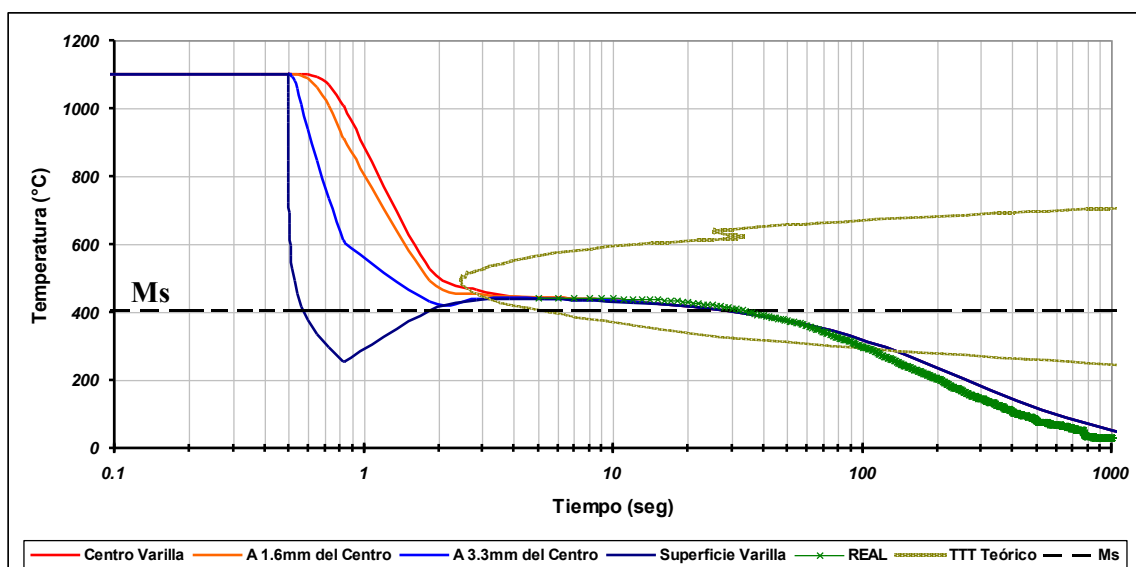


Figura 5.25. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1000 l./min. durante 0.34 segundos (Condición A8).

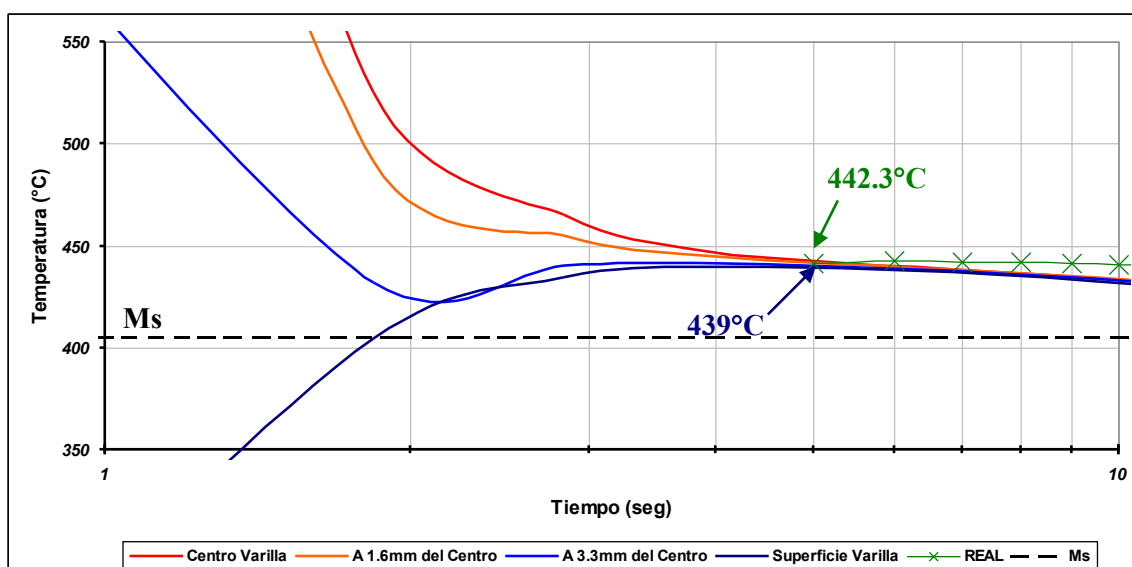


Figura 5.26. Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A8.

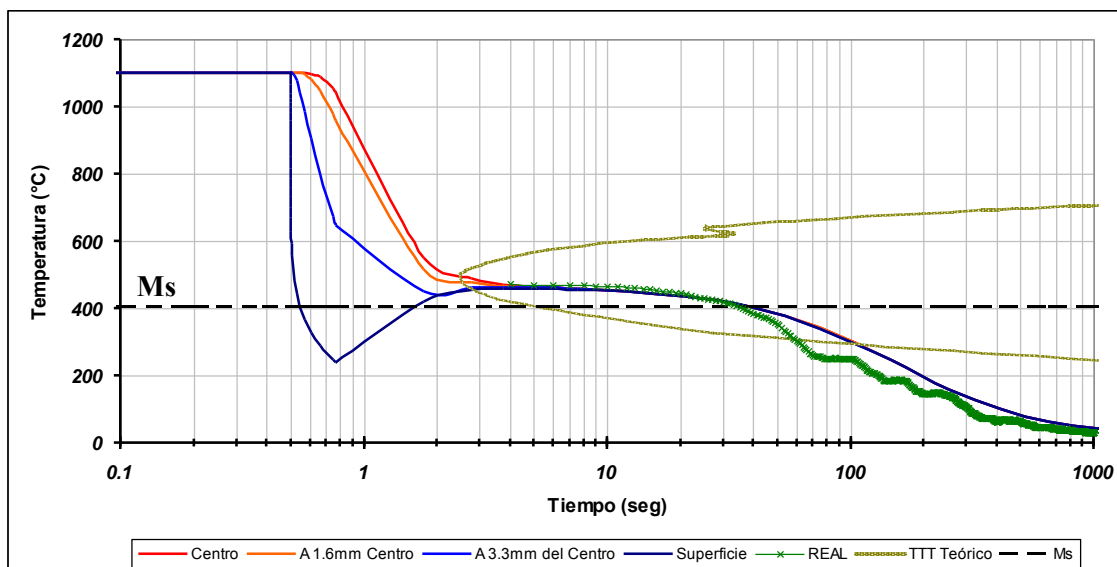


Figura 5.27. Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1130 l./min. durante 0.27 segundos (Condición A9).

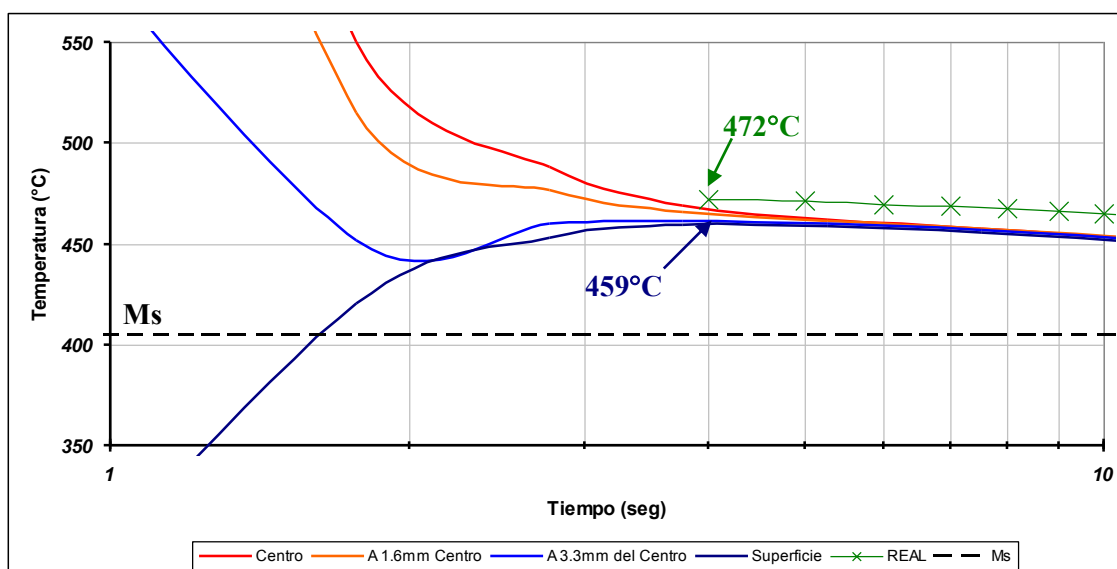


Figura 5.28. Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A9.

Las temperaturas de revenido obtenidas para las simulaciones anteriores se muestran en la Tabla 12.

Tabla 12. Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.

Condición	Temperatura Ausntenizado (°C)	Flujo Enfriamiento (l./min.)	Temperatura Revenido Real (°C)	Temperatura Revenido Simulación (°C)	Diferencia
A7	1100	830	478	474	2.99
A8	1100	1000	442.3	439	2.92
A9	1100	1130	471.7	459	12.6

El tiempo de temple utilizado en las simulaciones anteriores es el real reportado para cada condición, sin embargo el tiempo promedio de todas las condiciones es de 0.32 segundos, que numéricamente no es una diferencia significativa pero si existe una diferencia significativa entre los perfiles de temperatura obtenidos.

La Tabla 13 muestra las temperaturas de revenido obtenidas mediante simulación con el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio.

Tabla 13. Temperaturas de revenido obtenidas por simulación para tiempo de temple real y tiempo de temple promedio.

Condición	Temperatura Revenido Real	Temperatura Revenido tiempo temple Real	Temperatura Revenido tiempo temple promedio
A1	423.67	432.8	404
A2	440	452	440.8
A3	432.3	434.8	455.37
A5	421	415.5	400
A6	442.3	435.3	424.3
A7	478	475	528.9
A8	442.3	439.4	448.8
A9	471.8	459	433

En la figura 5.29 se graficaron las velocidades de enfriamiento para cada condición experimental, éstos datos fueron obtenidos de los resultados de simulación por elementos finitos utilizando ABAQUS.

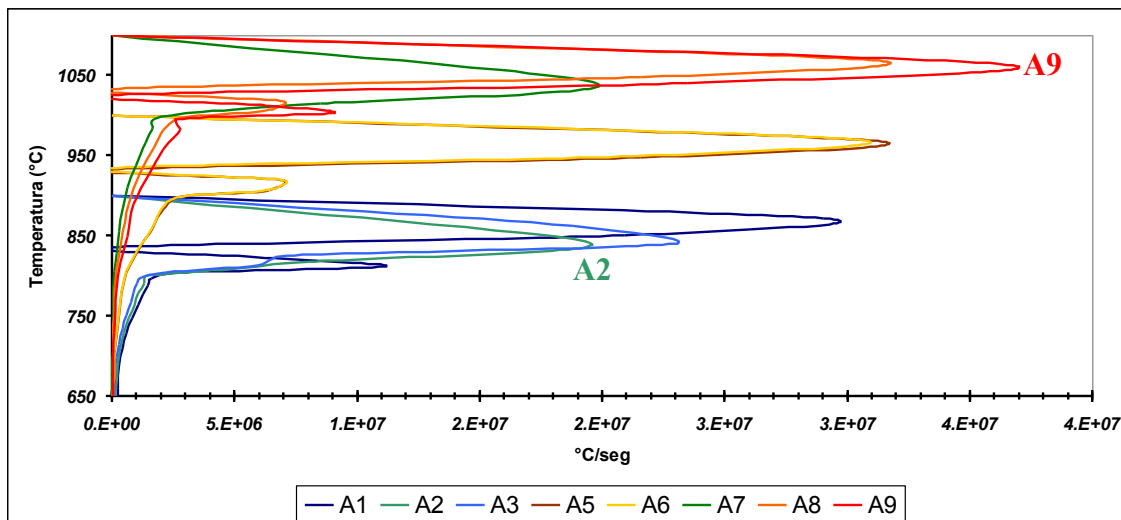


Figura 5.29. Velocidad de enfriamiento que experimenta la superficie de la varilla para cada condición experimental.

Las curvas anteriores se determinaron como el cambio en la temperatura por cada intervalo de tiempo en una temperatura definida durante el proceso de temple.

De las curvas mostradas en la figura 5.29 se puede ver que la condición experimental que reporta la mayor velocidad de enfriamiento es la A9 (austenizada a 1100°C y enfriada en un flujo de 1130 l/min), mientras que la condición con la menor velocidad de enfriamiento es A2 (austenizada a 900°C y enfriada en un flujo de 1000 l/min), esta última presenta mayor velocidad de enfriamiento que la de condición enfriada a un flujo de 1130 l/min, debido a que el tiempo de enfriamiento es mayor.

Con fines de comparación y validación, se llevó a cabo la simulación del temple y autorevenido del proceso TEMPCORE de la condición A3 con el software MAGMA y se comparó con la simulación de los perfiles térmicos obtenidos con el software de ABAQUS y se obtuvo lo siguiente:

Los resultados de ABAQUS predicen los perfiles térmicos de la figura 5.30 y los perfiles predichos por MAGMA se presentan en la figura 5.31.

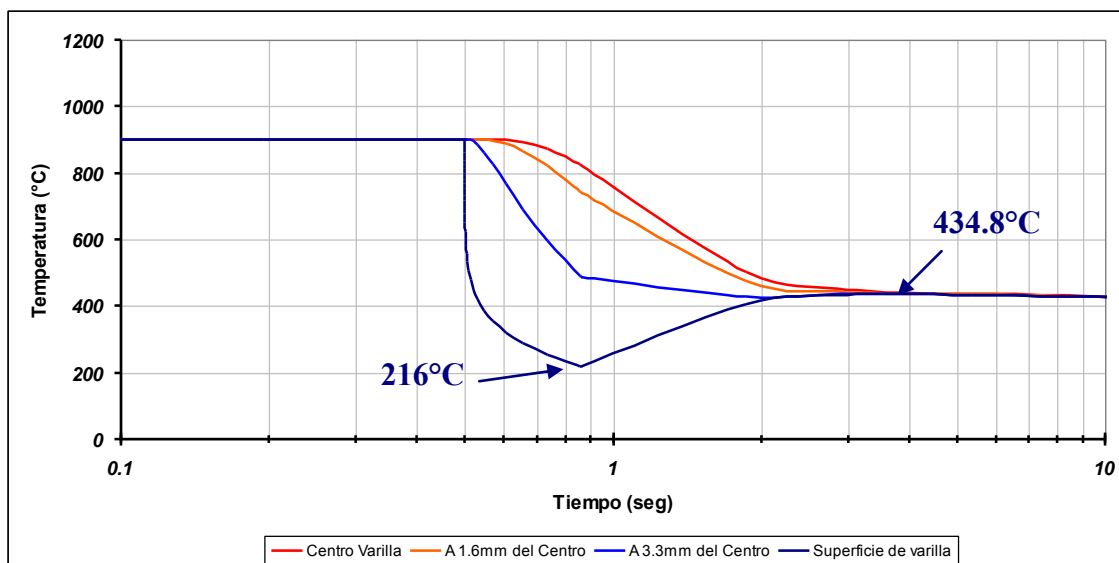


Figura 5.30. Perfiles térmicos obtenidos mediante ABAQUS.

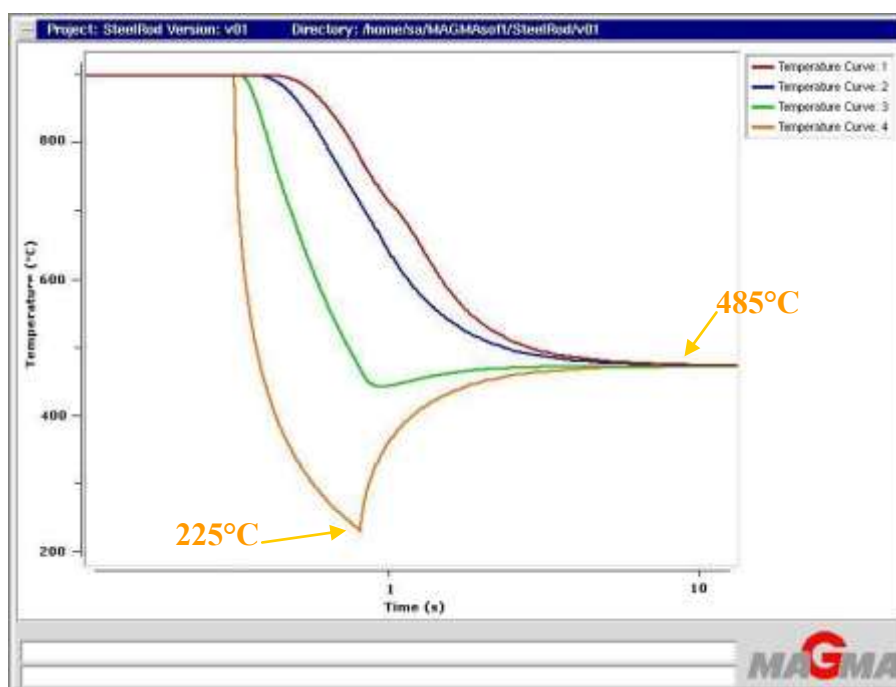


Figura 5.31. Perfiles térmicos obtenidos mediante MAGMA.

La diferencia entre el software ABAQUS y MAGMA radica en la forma de solucionar el modelo, es decir ABAQUS utiliza el método de elementos finitos, mientras MAGMA utiliza el método de volumen finito (diferencias finitas) para la solución.

Otro aspecto que es importante mencionar es que el tipo de elemento utilizado en ABAQUS es triangular, mientras que MAGMA discretiza el modelo en con elementos de forma cúbica. El tamaño de malla en ABAQUS fue de 22,000 elementos mientras que la malla generada en MAGMA fue de 1,200,000 elementos. Razón por la cual existe una la diferencia en los resultados mostrados.

5.3 Propiedades Mecánicas.

En la figura 5.32 se puede observar que, de las condiciones experimentales, el valor máximo de dureza promedio de la varilla, se presenta al utilizar temperaturas de austenizado de 900° C y enfriada en un flujo de 830 l/min (Condición A3 experimental).

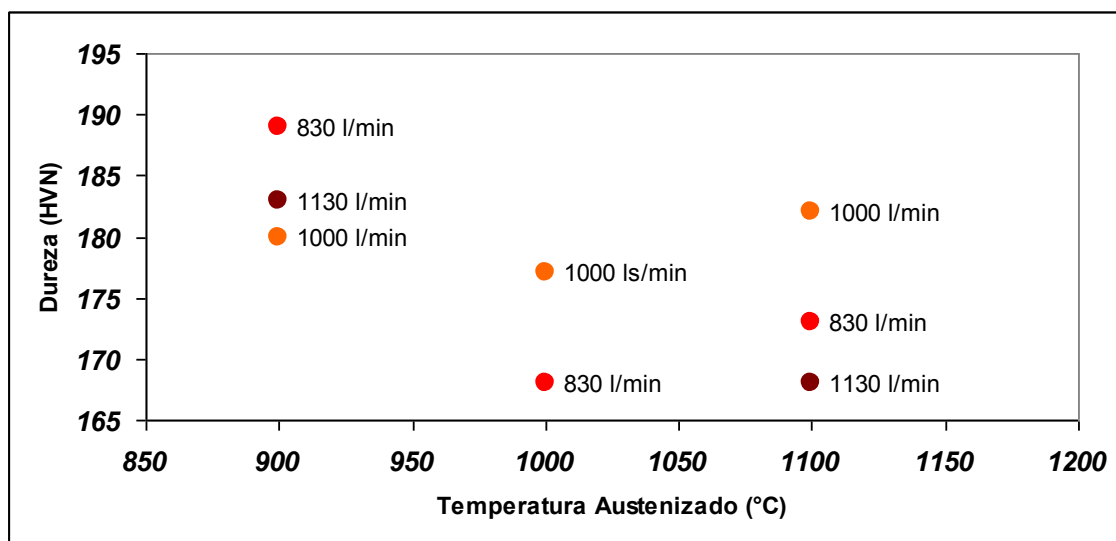


Figura 5.32. Comportamiento de la dureza promedio de la varilla en función de la temperatura de austenizado utilizadas en experimentación.

De la figura 5.29 se puede apreciar que la condición A3 que presenta la mayor dureza promedio, experimenta una velocidad de enfriamiento baja en comparación con las otras condiciones experimentales durante el temple.

De manera general se puede apreciar que si se utiliza un austenizado de la varilla de 1100° C y se templea con un flujo de 1000 l/min se esperan obtener durezas similares a la condición de austenizado de 900° C y enfriada con un flujo de 1130 l/min, lo que resultaría en productividad en la utilización del horno de recalentamiento, pues sólo estaría a 5 puntos de dureza HVN de la mejor condición de dureza promedio obtenida.

Por otra parte, con los resultados obtenidos, se observa que conforme la temperatura que alcanza la varilla durante el revenido es alta, las propiedades mecánicas de la varilla (independientemente del flujo de agua de enfriamiento) se ven disminuidas.

En las figuras 5.33 a la 5.35 se puede ver la distribución de microdureza a lo largo del radio, se aprecia que la mayor dureza se presenta en la superficie de la varilla, pues ésta constituye el anillo de martensita.

Las siguientes figuras muestran claramente el efecto del temple sobre la dureza en la sección transversal de la varilla, como se mencionó anteriormente no se aprecia una gran diferencia entre la microestructura a lo largo de la sección de la varilla excepto en la superficie donde se encuentra martensita y se representa con la mayor dureza en el extremo derecho de la gráfica.

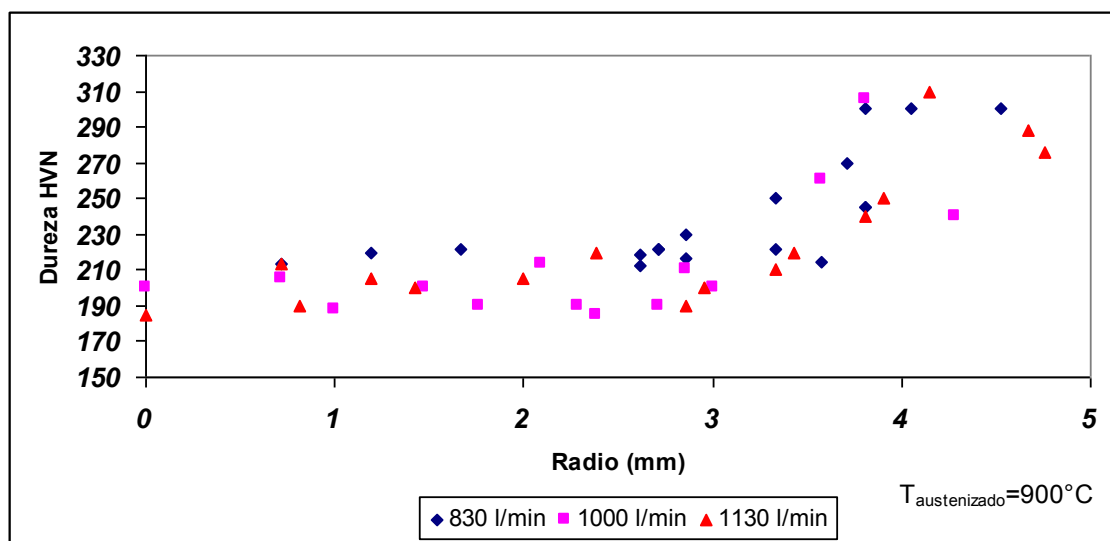


Figura 5.33. Distribución de durezas en dirección radial de la varilla, para un austenizado de 900° C.

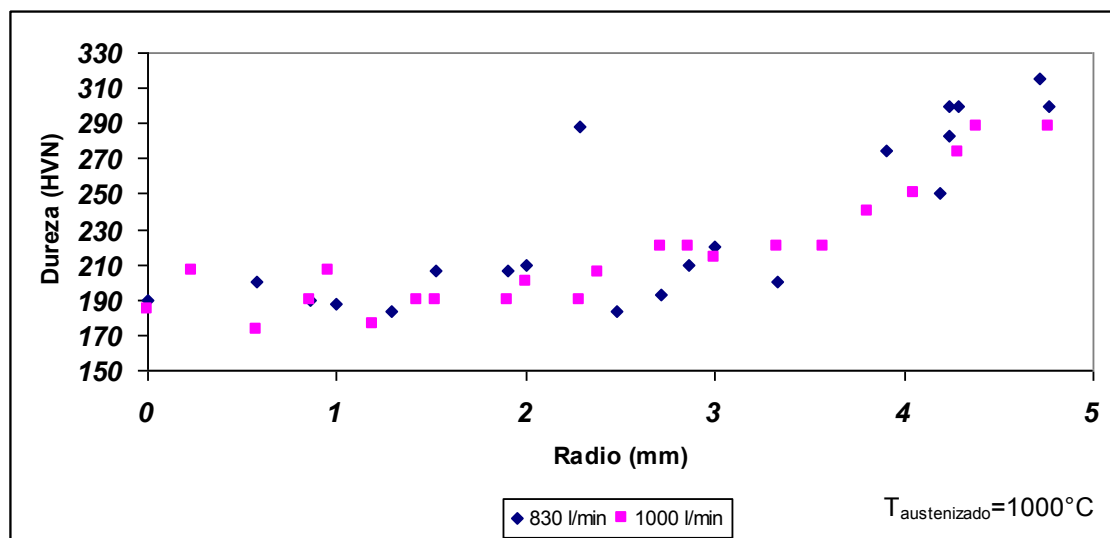


Figura 5.34. Distribución de durezas en dirección radial de la varilla, para un de austenizado 1000° C.

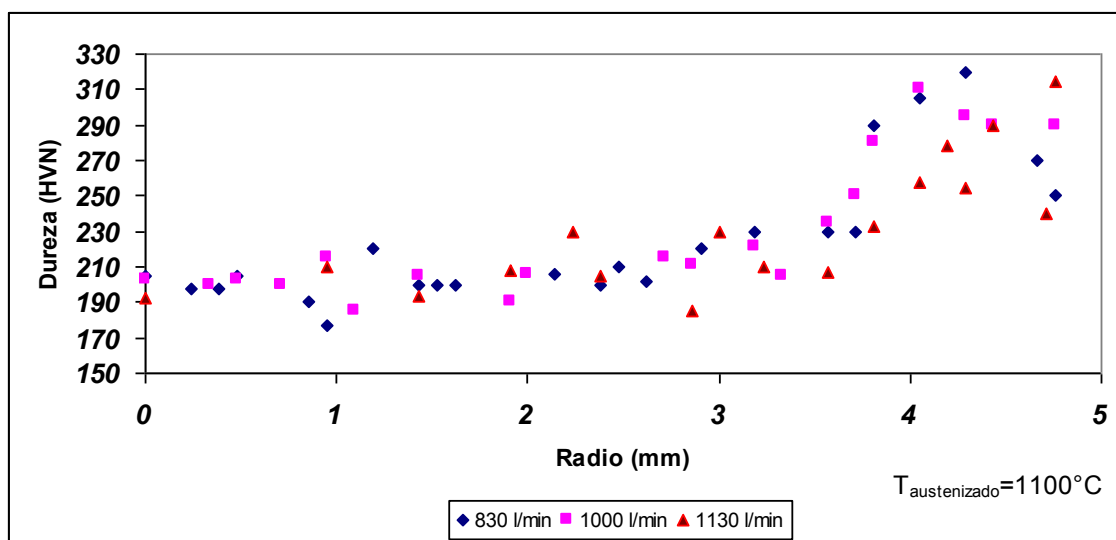


Figura 5.35. Distribución de durezas en dirección radial de la varilla, para un de austenizado 1100° C.

De las figuras 5.36 y 5.37 se observa el comportamiento de la resistencia a la cedencia así como de la resistencia ultima a tensión en función de la temperatura real de revenido.

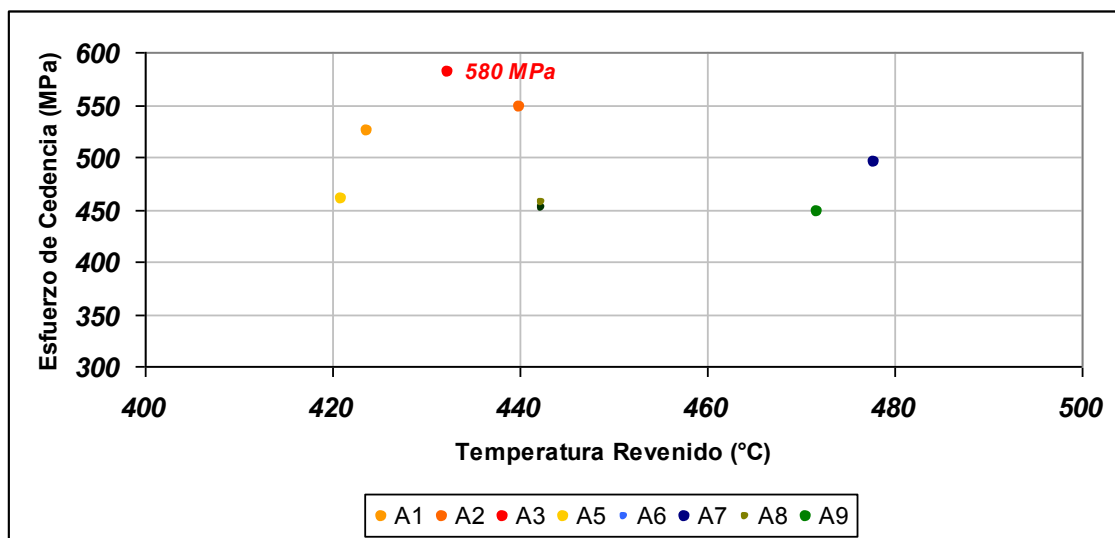


Figura 5.36. Comportamiento de la resistencia de cedencia en función de la temperatura de revenido para cada condición experimental.

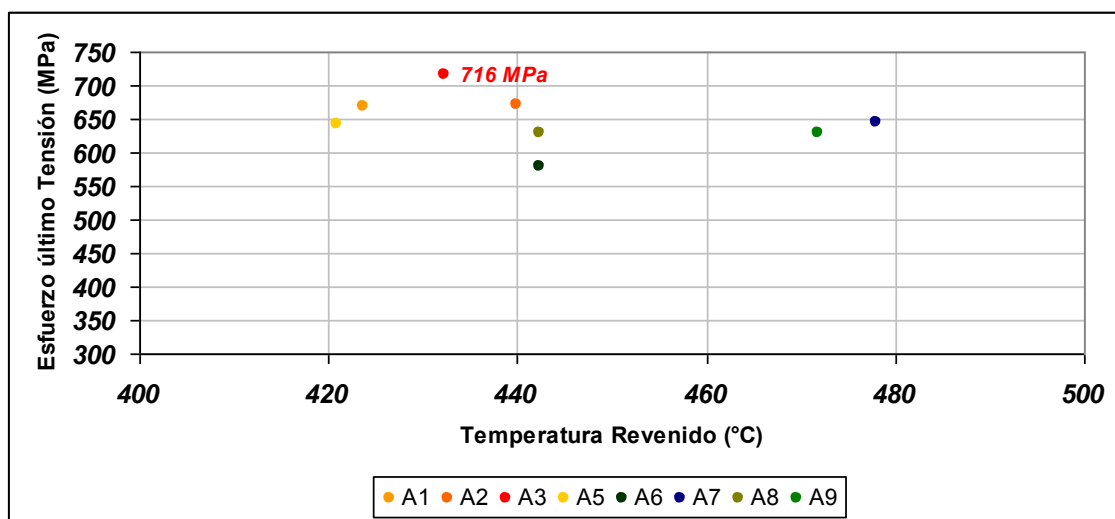


Figura 5.37. Comportamiento de la resistencia última a tensión en función de la temperatura de revenido para cada condición experimental.

De las gráficas anteriores se puede ver que la condición A3 presenta la resistencia última a tensión y de cedencia más altas que las otras condiciones experimentales.

De lo anterior se puede concluir que austenizar el acero a bajas temperaturas en la región de la austenita y someterlo a un enfriamiento brusco resultará en tamaños de grano de ferrita más finos, debido a que a temperaturas mayores de austenizado se tendrá

un mayor flujo de calor del núcleo de la varilla hacia la superficie durante el temple en tiempos muy cortos.

La Tabla 14 contiene el resumen de los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos y metalográficos de cada condición experimental, donde se enmarca la condición A3 que presenta las mejores propiedades mecánicas, sin embargo es la que reporta menor elongación (ductilidad). Los valores reportados de X_f y X_{pb} en la tabla se refieren a los porcentajes de fase ferrita y perlita más bainita respectivamente.

Tabla 14. Resumen de resultados obtenidos de ensayos mecánicos y metalográficos.

Condición	σ_y (MPa)	$\sigma_{Tensión}$ (MPa)	ϵ_{tot}	Espesor Martensita (mm)	HVN	X_f	X_{pb}
Convencional	411	672	15	-	162	16.1	83.9
A1	525	669	8	1.365	183	32.3	67.7
A2	547	671	9	0.863	180	37.7	62.3
A3	580	716	7	0.96	189	25.5	74.5
A5	460	642	9	0.905	168	35.1	64.9
A6	451	579	13	1.3	177	33.2	66.8
A7	494	646	11	1	173	35.5	64.5
A8	457	628	12	0.94	182	35.6	64.4
A9	448	629	13	1.008	168	28.9	71.1

De los resultados mostrados se concluye que las mejores propiedades se obtienen austenizando el acero a 900°C y enfriando bruscamente en un tiempo de 0.36 segundos.

5.4 Análisis de regresión.

Los resultados de la matriz experimental se alimentaron al modelo de regresión múltiple utilizando el método de superficie de respuesta, que se obtuvo siguiendo los siguientes pasos:

- ✓ Definición de la matriz de coeficientes (X) así como la matriz de resultados (Y).
- ✓ Obtención la matriz transpuesta de X.
- ✓ Multiplicación de la transpuesta de X por X.
- ✓ Obtención de la matriz inversa de la matriz resultante del paso anterior.
- ✓ Multiplicación de la transpuesta de X por el vector Y.
- ✓ Multiplicar la matriz inversa por la matriz resultante del paso anterior.

En el apéndice D se presentan los cálculos realizados en el desarrollo del modelo con los pasos mencionados. El modelo de correlación múltiple resultante es de la forma:

$$y = 4086.53 - 2.78T - 4.51Q + 0.00084T^2 + 0.0017Q^2 + 0.00128QT$$

donde:

y es el esfuerzo último a tensión (MPa)

T es la temperatura de austenizado (°C)

Q es el gasto volumétrico de agua de enfriamiento (l/min)

En la tabla 15 se muestran los resultados obtenidos experimentalmente del UTS (MPa), así como los resultados ajustados por el modelo de regresión múltiple. El coeficiente de determinación del modelo es de 0.8, con esto el coeficiente de correlación es de 0.89, es decir que para este modelo de UTS el 80% de la variación del modelo es explicada por la variabilidad de las variables independientes temperatura de austenizado y flujo de agua de enfriamiento.

Tabla 15. Resultados experimentales y de predicción del modelo de correlación mediante el método de superficie de respuesta.

Y_{exp}	Y_{Modelo}	Residuos	SCR	SCE
626	644.7	-19	8.25	362.07
662	646.7	15	0.729	232.17
650	657.9	-8	107.13	59.835
616	614.4	1	1100.13	2.13
622	614.3	7	1105.07	55.03
646	614.24	32	1110.6	1025.13
637	657.12	-20	91.43	387.92
645	655.98	-11	70.81	114.563
605	638.92	-34	74.58	1146.468
454	625.3	-171	495.708	29327.7
630	655.19	-26	58.23	655.85
653	615.584	38	1022.82	1409.15
611	667.5	-57	397.411	3197.53
634	662.83	-29	233.25	860.18
682	668.55	13	440.412	169.27
668	649.24	19	2.816	345.55
666	648.52	17	0.8954	301.35
675	646.32	28	1.54	805.02
663	654.28	9	45.16	74.705
685	614.9	70	1067.1	4844.85
667	626.34	41	450.36	1640.9
722	687.65	34	1606.9	1163.99
717	685.51	31	1439.828	983.15
708	689.51	19	1759.467	343.3

La figura 5.38 y 5.39 son una representación gráfica de los resultados del modelo para una condición de temperatura y flujo, comparados con los datos reales obtenidos.

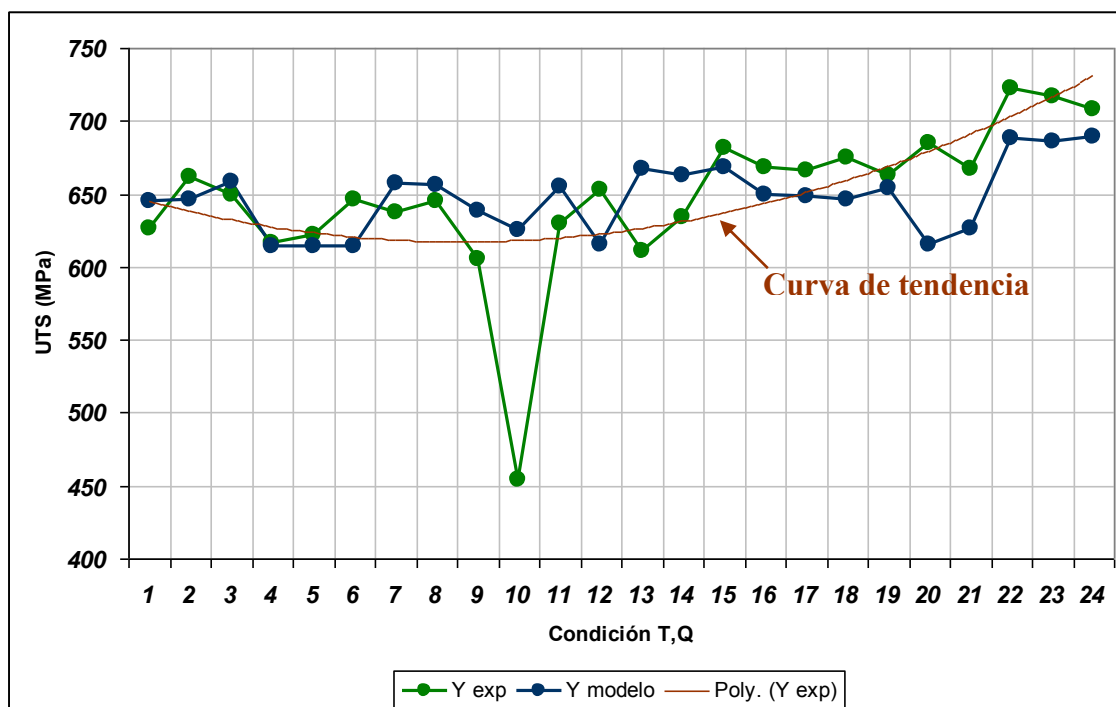


Figura 5.38. Comparación de los resultados obtenidos del modelo y resultados reales de ensayos mecánicos.

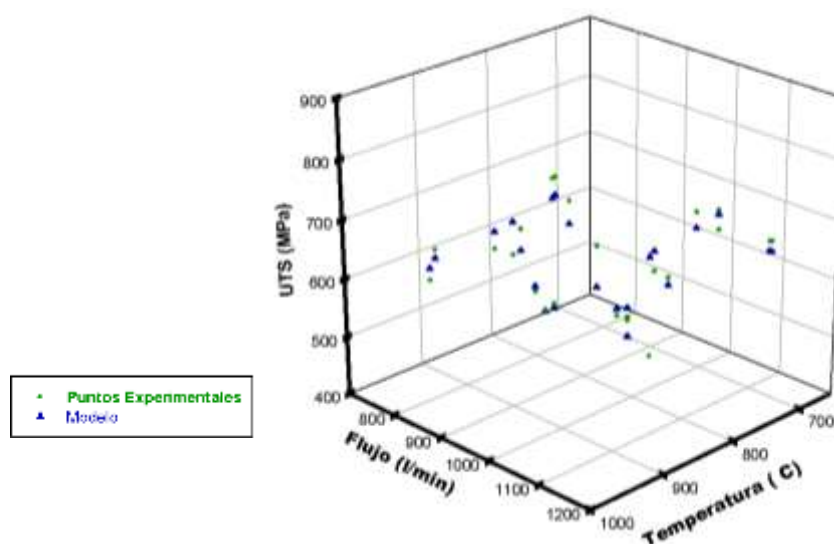


Figura 5.39. Comparación de los resultados obtenidos del modelo y resultados reales de ensayos mecánicos.

La forma general de la ecuación del modelo de regresión es una superficie de parábola que se muestra en la figura 5.40.

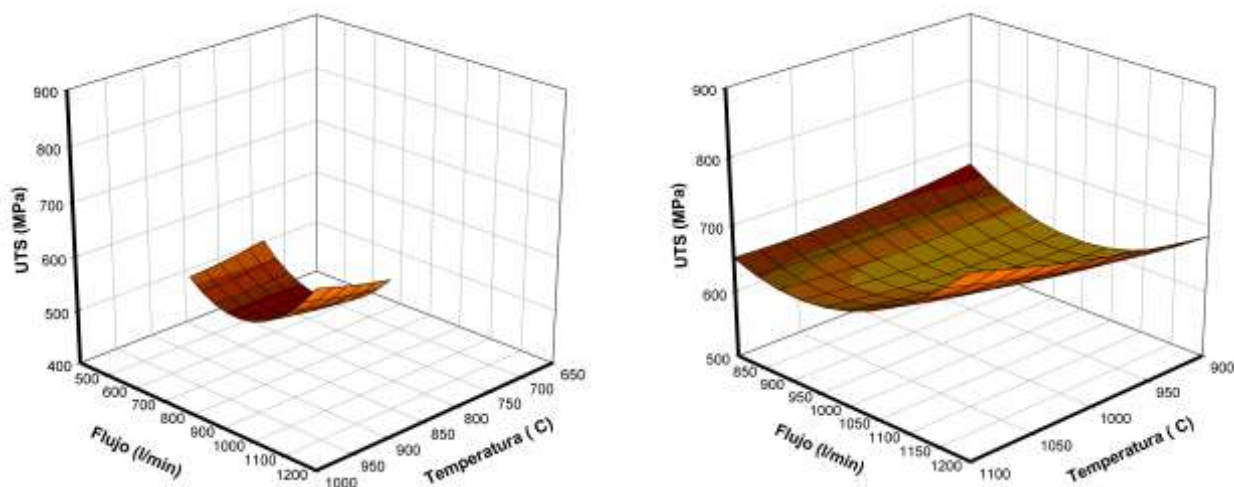


Figura 5.40. Superficie obtenida del modelo de regresión de segundo orden.

Las figuras mostradas a continuación son la superficie resultante de los datos reales de experimentación

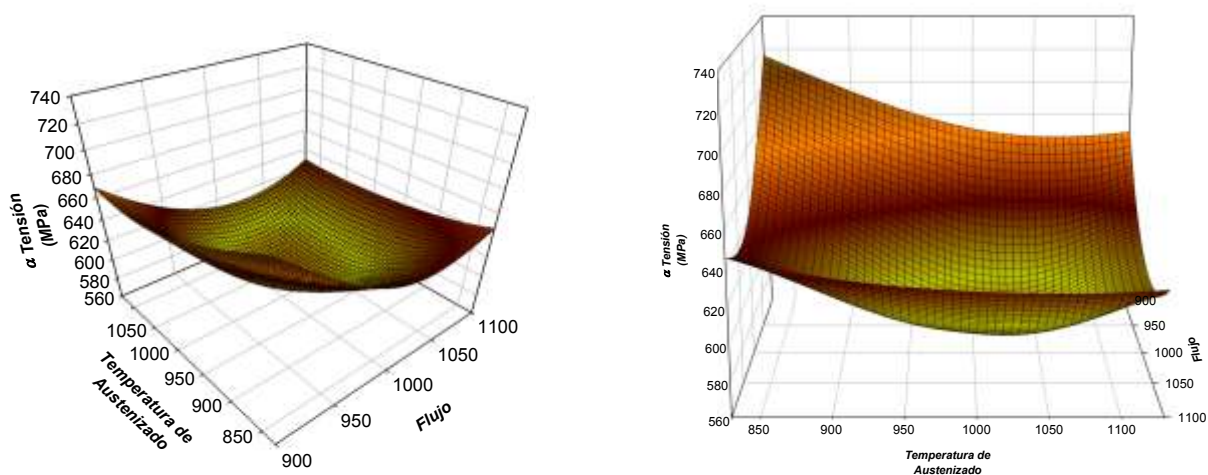


Figura 5.41. Perspectivas de la curva resultante de la resistencia de tensión de datos reales de experimentación.

En las figuras 5.42 y 5.43 se presenta que las suposiciones de normalidad, homoscedasticidad e independencia de los errores se cumplen para el modelo de regresión empleado.

La normalidad se refiere cuando el error alrededor de la curva de regresión sigue una distribución normal en cada valor de x , y esto se puede detectar con el estadístico de Durbin-Watson como sigue:

$$D = \frac{\sum_{i=2}^n e_i - e_{i-1}}{\sum_{i=1}^n e_i^2}$$

Para que la suposición de normalidad esté presente el estadístico debe estar cercano a 2, si el valor de D es cercano a cero, significa que existe una autocorrelación positiva de los residuales sucesivos. En este caso el valor de D es de 1.34, aunque no es muy cercano a 2, es suficiente para concluir que no existe una fuerte correlación positiva ni negativa (la autocorrelación negativa daría como resultado un valor de D mayor que 2 e incluso llegar al valor máximo de 4) entre los residuales consecutivos.

Las gráficas de las figuras representan los residuales graficados con respecto a cada variable independiente del modelo, esto ayudará a hacer un análisis de los residuales e identificar si se cumplen con las condiciones mencionadas.

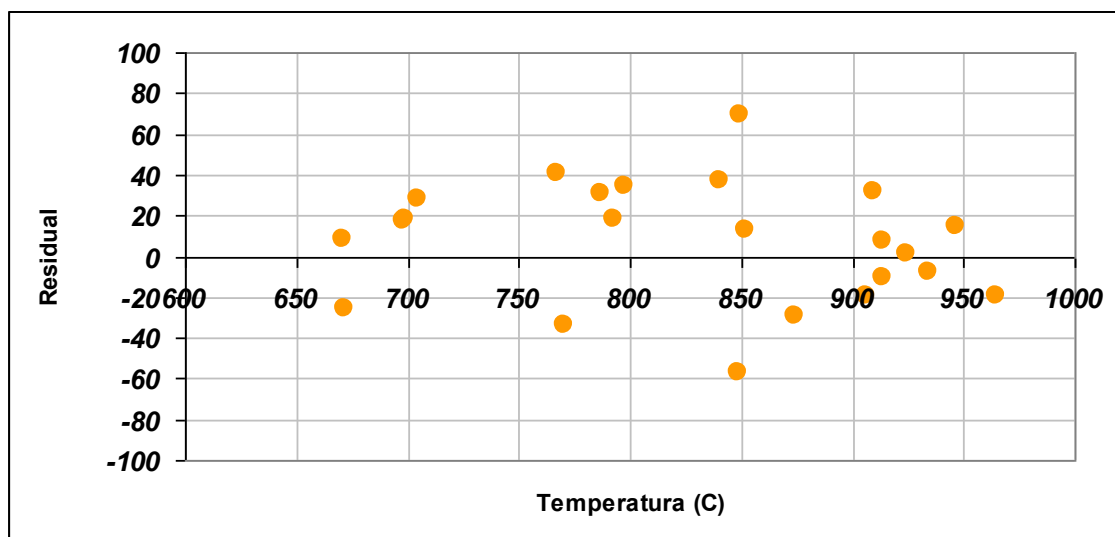


Figura 5.42. Distribución de residuales con respecto a la temperatura.

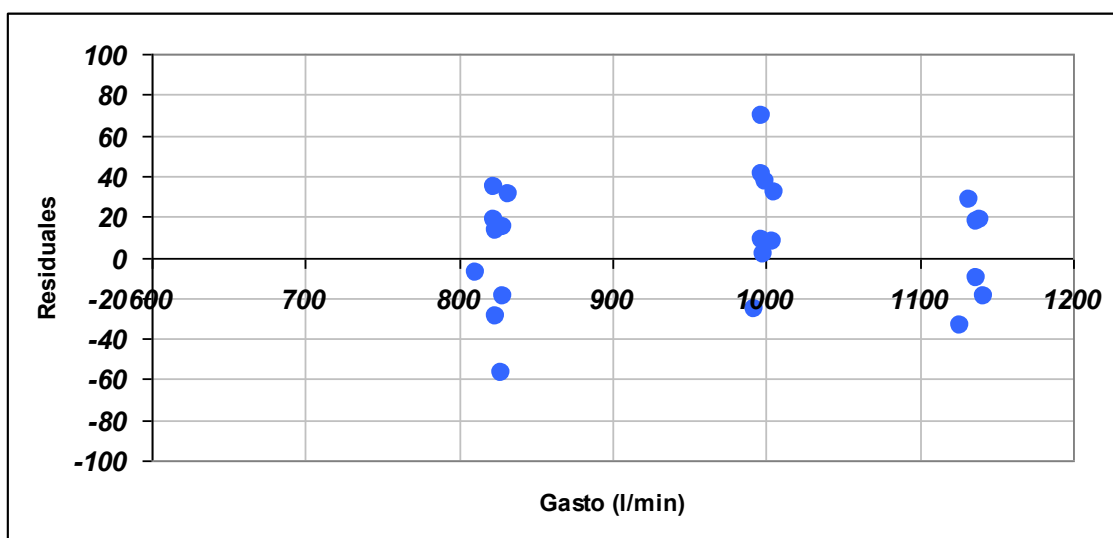


Figura 5.43. Distribución de residuales con respecto al flujo.

Se aprecia de las gráficas anteriores que no existe una correlación entre los residuales, lo que hace que el modelo proporcione un buen ajuste desde este punto de vista.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones.

El análisis de los resultados obtenidos del presente trabajo permite concluir que:

Es posible alcanzar propiedades mecánicas similares o aún mejores que las reportadas por la aleación convencional.

La condición para alcanzar las mejores propiedades son las utilizadas por el experimento A3 es decir, austenizando la varilla a 900°C y templando la varilla durante 0.4 segundos en un flujo de 830 l/min.

La microestructura de la condición con mejores propiedades presenta una combinación de ferrita acicular, bainita y perlita en el centro de la varilla, así como un anillo de martensita de 0.96mm en la superficie. La distribución de microdurezas en dirección radial de la varilla sigue un perfil que muestra su valor más alto en la superficie donde se encuentra la martensita revenida. En promedio la dureza en la martensita revenida fue de 310 HVN y en el centro de la varilla de 200 HVN.

El método de elemento finito resulta muy útil en la predicción de los perfiles térmicos de la varilla durante el temple, es decir es posible determinar las curvas de enfriamiento continuo de la varilla. El software MAGMAFrontier permitió ajustar el coeficiente de transferencia de calor durante el revenido con datos reales de termopares.

El modelo resulta adecuado para este proceso debido a que la simulación incluye la calibración del coeficiente de transferencia de calor con resultados reales obtenidos de la experimentación y que al final resulta en una buena aproximación entre el perfil térmico obtenido y el experimental. Además se incluyeron las propiedades térmicas de las fases presentes al considerar a cada nivel de temperatura en la base de datos utilizada en el modelo.

De los resultados de simulación se observa que las mejores propiedades mecánicas se obtienen cuando la temperatura de revenido alcanza entre 430 y 440°C.

El modelo de superficie de respuesta resultante, obtiene una buena correlación con los resultados de la experimentación, al obtener un coeficiente de correlación de 0.89, es una buena opción para el análisis de estos datos pues es un modelo de segundo orden debido a que se tienen tres niveles experimentales.

Los factores externos y no controlables afectaron a la correlación obtenida en el modelo, es decir el control en el tiempo de temple y la medición de flujo de agua de enfriamiento, que fueron difíciles de controlar en la planta piloto, ya que el temple se realizó mediante caída libre.

Se concluye que el tiempo de temple numéricamente permaneció constante para cada condición experimental, pero en los perfiles térmicos obtenidos de la simulación con tiempo de temple real y tiempo promedio se observa una significativa diferencia en las temperaturas alcanzadas por la varilla durante el revenido.

6.2 Recomendaciones.

Para mejorar la correlación sería importante obtener un método más confiable para medir la temperatura al inicio antes del temple, pues no se tiene el registro de la temperatura exacta a la que entra la varilla a los cañones de enfriamiento.

Para un trabajo futuro se recomienda utilizar un análisis térmico y mecánico en simulación, esto con el fin de predecir los esfuerzos residuales en la varilla y detectar posibles grietas, además de utilizar una geometría que considere los bigotes de la varilla.

Aprovechando las capacidades de simulación sería interesante construir los diagramas TTT y la predicción de estructuras en la varilla lo cual ayudaría a optimizar el proceso pues se estaría considerando la relación de procesamiento - microestructura - propiedades.

Del resultado obtenido para las mejores propiedades mecánicas es importante tomar en cuenta que es resultado de una experimentación que utiliza caída libre como regulador del tiempo de temple de la varilla, es importante considerar la velocidad de laminación requerida en el molino para cumplir con la condición de temple de 0.4 segundos.

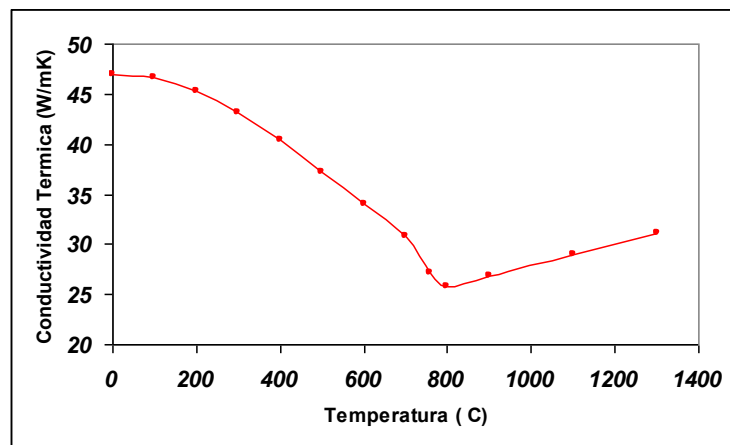
Sería interesante construir un modelo de superficie de respuesta de tercer orden para la resistencia última de tensión y analizar si existe un mejor ajuste del modelo que el obtenido en este trabajo (ajuste de segundo orden).

Apéndice A

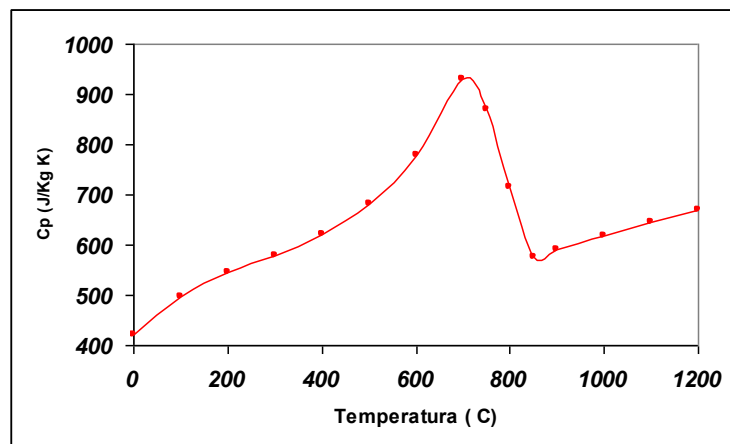
PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO

AISI 1020

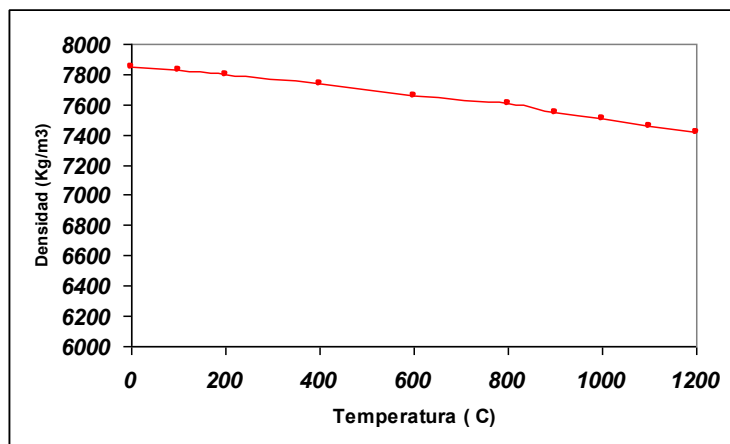
Temperatura (°C)	Conductividad Térmica (W/mK)
1	46.97
100	46.63
200	45.29
300	43.11
400	40.35
500	37.24
600	34.01
700	30.84
760	27.1
800	25.8
900	26.9
1100	29
1300	31.1



Temperatura (°C)	Cp (J/Kg K)
1	422
100	496
200	544
300	580
400	621
500	683
600	780
700	931
750	871
800	716
850	577
900	591
1000	617
1100	644
1200	670



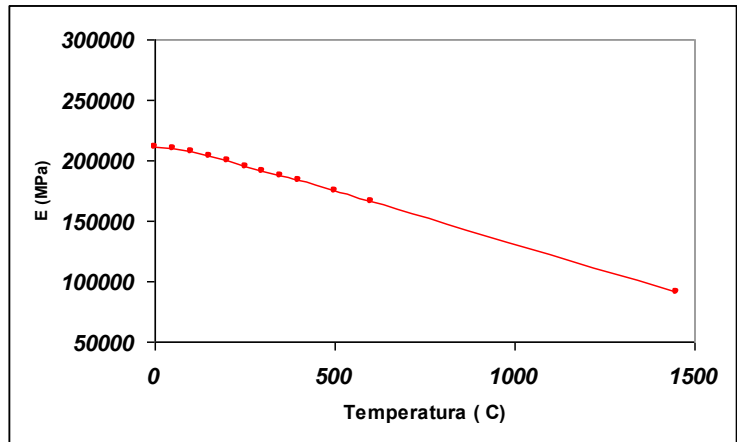
Temperatura (°C)	Densidad (Kg/m³)
1	7850
100	7829
200	7801
400	7734
600	7661
800	7604
900	7547
1000	7503
1100	7460
1200	7413



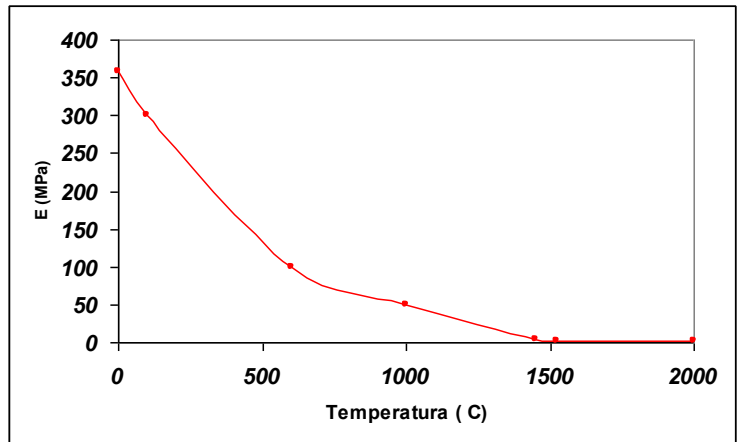
Apéndice A

PROPIEDADES TERMOFISICAS DEL ACERO AISI 1020

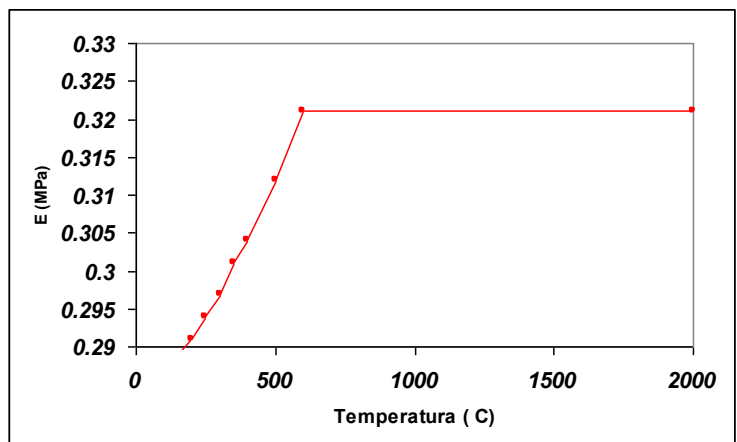
Temperatura (°C)	E (Mpa)
0	211400
50	210000
100	206900
150	203400
200	199600
250	195600
300	191700
350	187600
400	183400
500	174900
600	166100
1448	91476



Temperatura (°C)	σ_y
1	358
100	300
600	100
1000	50
1448	3
1526	1
2000	1



Temperatura (°C)	μ
1	0.286
100	0.288
150	0.289
200	0.291
250	0.294
300	0.297
350	0.301
400	0.304
500	0.312
600	0.321
2000	0.321

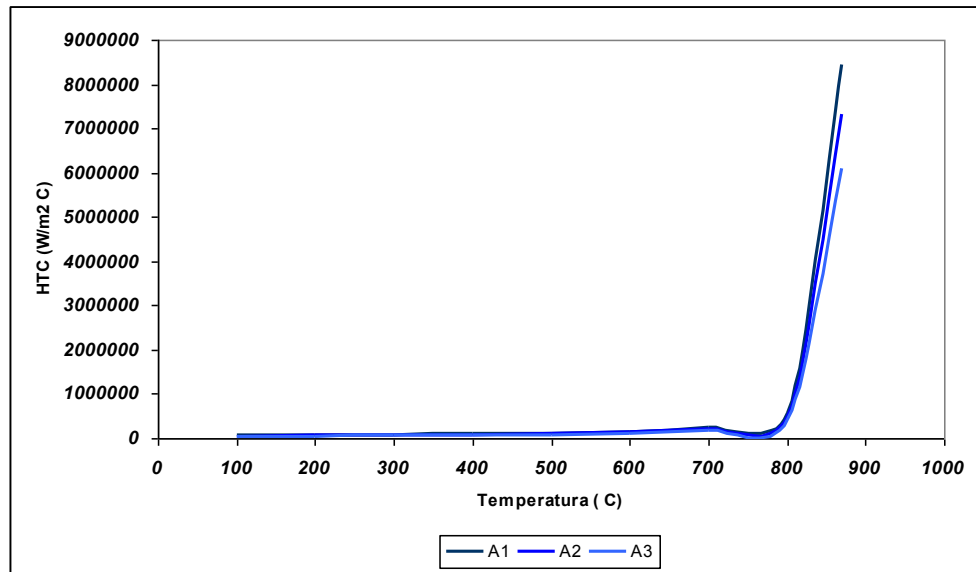


Apéndice B

COEFICIENTE TRANSFERENCIA CALOR

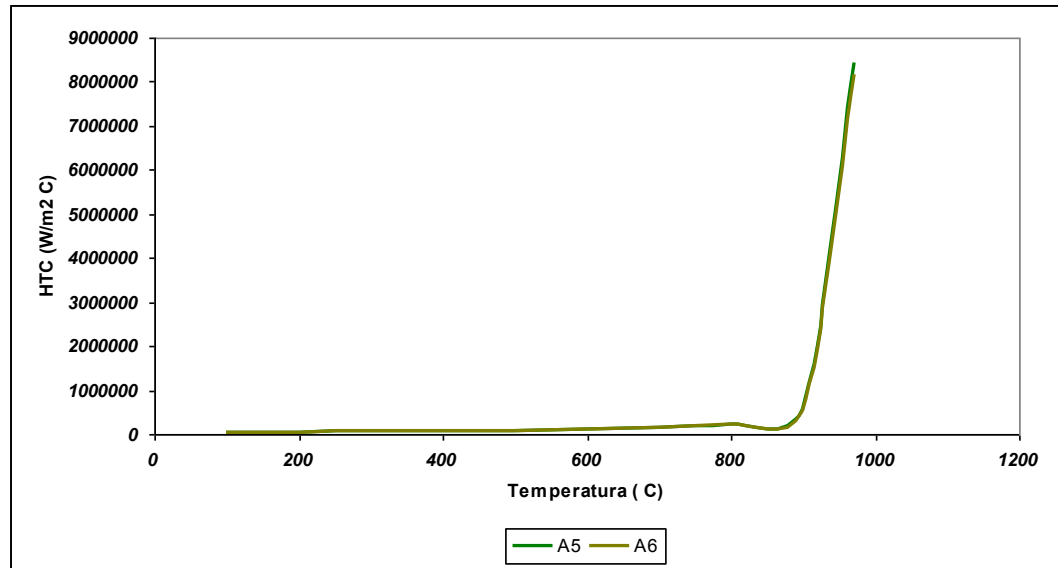
El coeficiente de transferencia de calor por convección determinados del balance de energía en la superficie de la varilla para el proceso de temple, tal como se explica en el capítulo de experimentación, son los siguientes:

- HTC durante el temple de la varilla:
- Para Austenizado de 900°C:



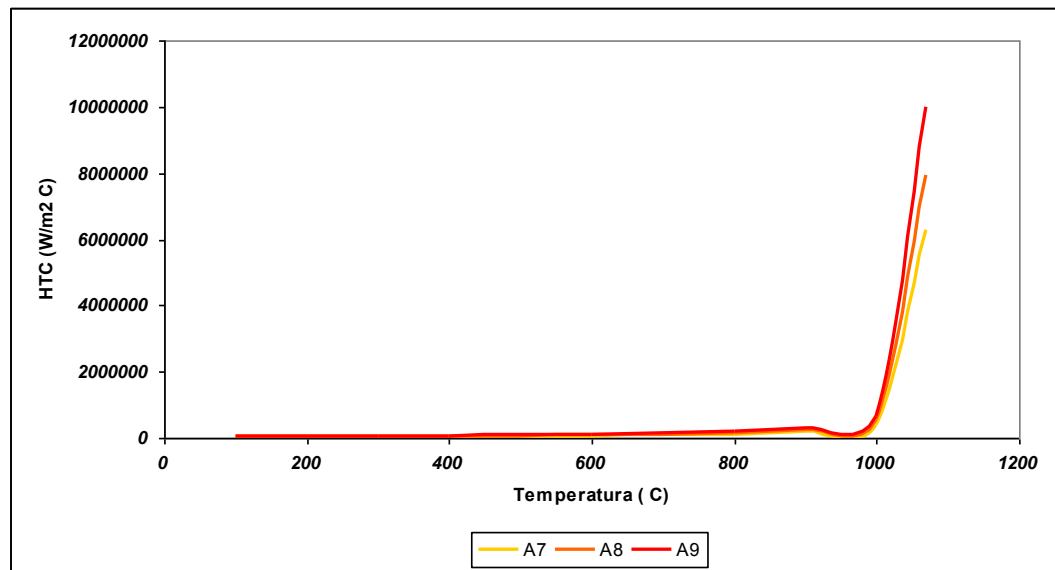
A1		A2		A3	
T (C)	900	T (C)	900	T (C)	900
Flujo (l/min)	1130	Flujo (l/min)	1000	Flujo (l/min)	830
HTC (W/m² C)	T (C)	HTC (W/m² C)	T (C)	HTC (W/m² C)	T (C)
54338	100	47275	100	39396	100
62388	200	54278	200	45232	200
73238	300	63718	300	53098	300
88657	400	77132	400	64277	400
112299	500	97701	500	81417	500
153134	600	133228	600	111024	600
240640	700	209359	700	174466	700
561493	800	488504	800	407087	800
8422396	870	7327558	870	6106306	870

- HTC durante el temple de la varilla:
- Para Austenizado de 1000°C:



A5		A6	
T (C)	1000	T (C)	1000
Flujo (l/min)	830	Flujo (l/min)	1000
HTC (W/m2 C)	T (C)	HTC (W/m2 C)	T (C)
48294	100	46684	100
54526	200	52708	200
62604	300	60516	300
73492	400	71041	400
88963	500	85997	500
112687	600	108930	600
153664	700	148540	700
241472	800	233421	800
563435	900	544648	900
8451529	970	8169721	970

- HTC durante el temple de la varilla:
- Para Austenizado de 1100°C:

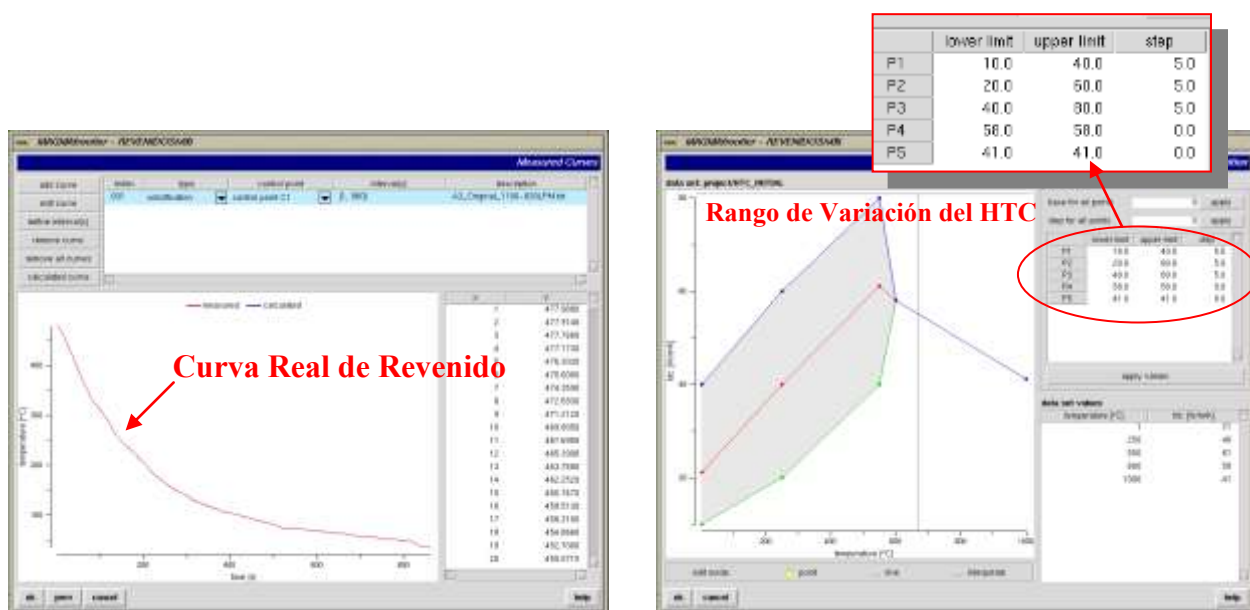


A7		A8		A9	
T (C)	1100	T (C)	1100	T (C)	1100
Flujo (l/min)	830	Flujo (l/min)	1000	Flujo (l/min)	1130
HTC (W/m² C)	T (C)	HTC (W/m² C)	T (C)	HTC (W/m² C)	T (C)
32243	100	40779	100	51351	100
35928	200	45439	200	57219	200
40564	300	51302	300	64602	300
46574	400	58902	400	74173	400
54674	500	69146	500	87073	500
66184	600	83703	600	105404	600
83833	700	106024	700	133512	700
114318	800	144578	800	182062	800
179642	900	227195	900	286097	900
419165	1000	530121	1000	667559	1000
6287474	1070	7951812	1070	10013385	1070

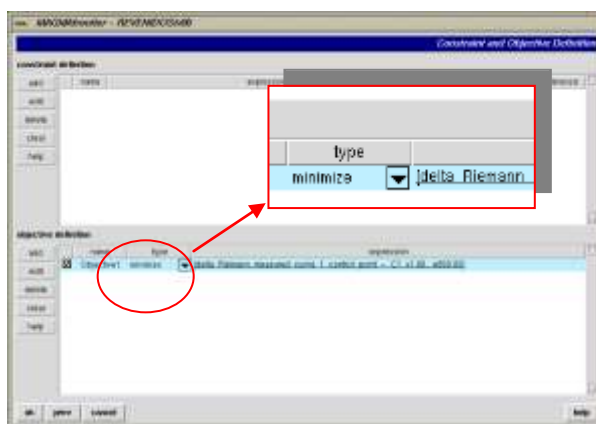
Los coeficientes de transferencia de calor por convección durante el revenido fueron determinados mediante el software MAGMAFrontier partiendo de las curvas de revenido experimentales y son los siguientes:

- Para la condición experimental de austenizado a 1100°C y enfriada en un flujo de 830 l/min.

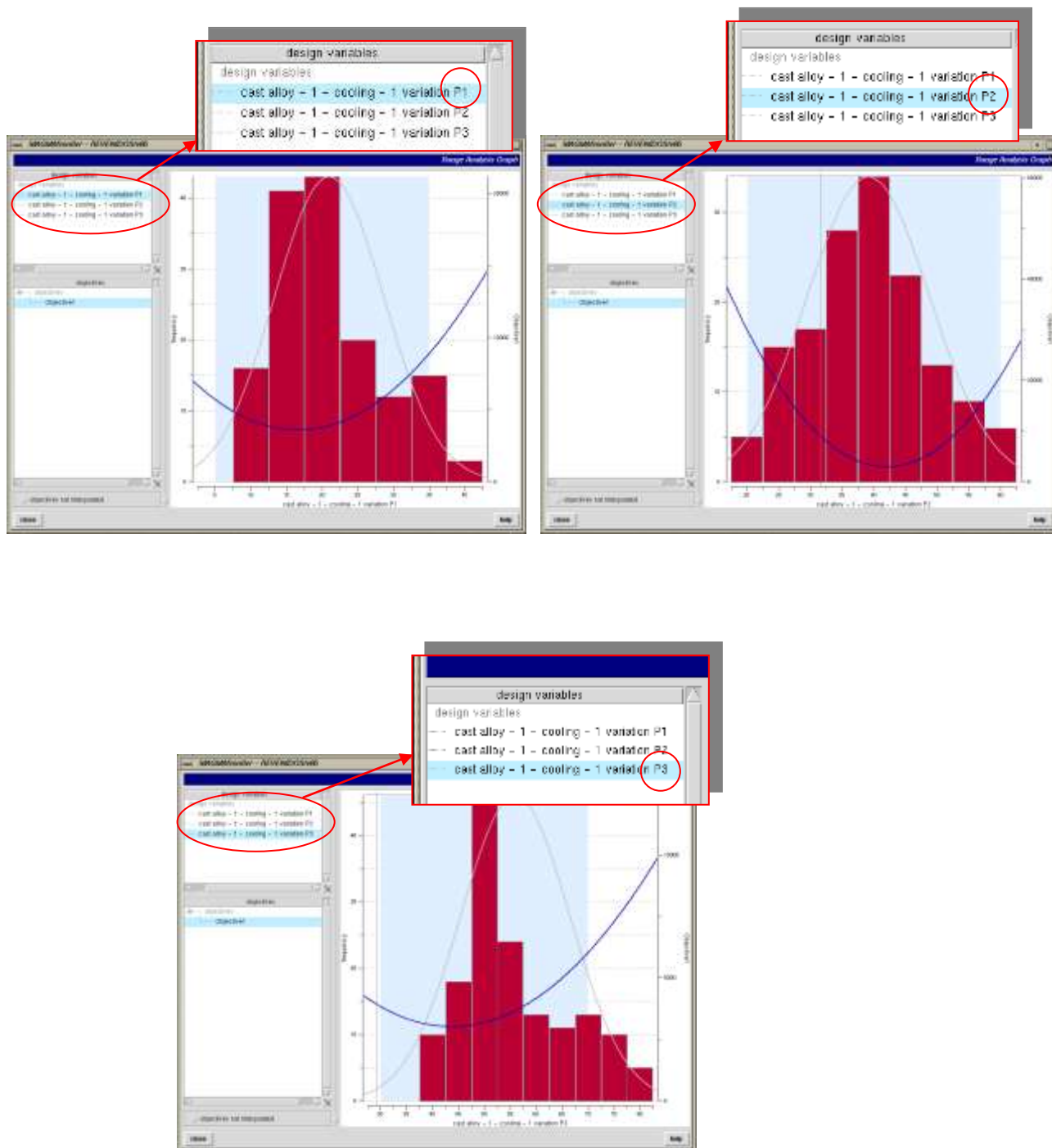
Partiendo de la curva real de termopares durante el revenido:

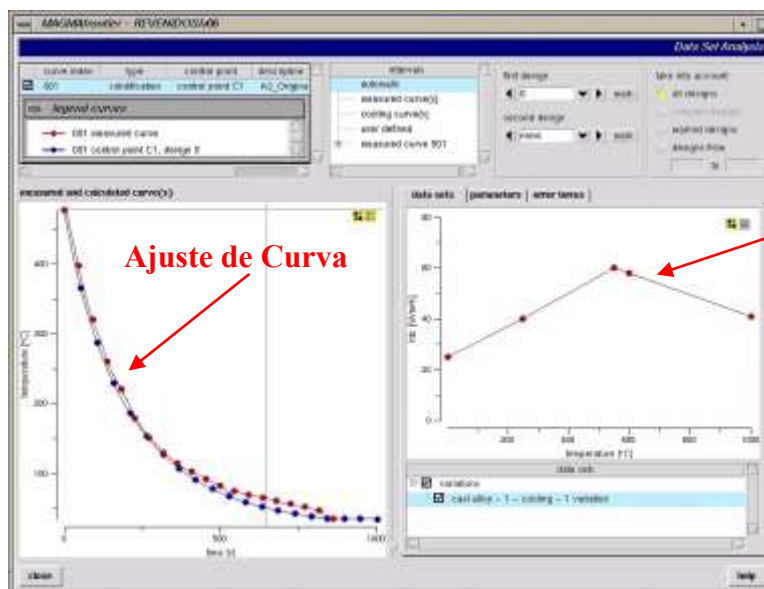
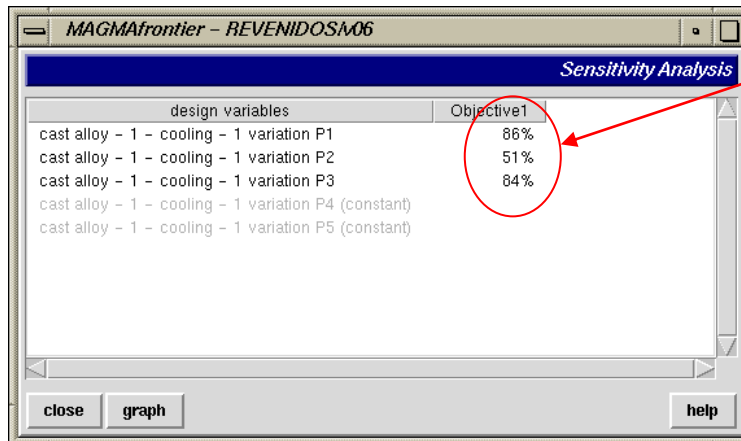
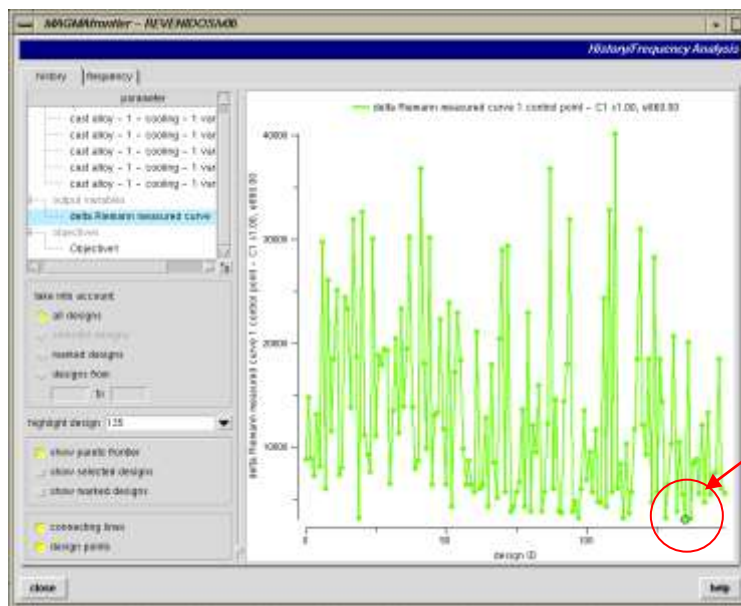


Partiendo de un coeficiente de transferencia de calor inicial, se definen un límite inferior y superior en que puede variar el valor del coeficiente en un punto dado para hasta ajustarse al valor de la curva real del termopar. Para lograr esto se define como función objetivo el minimizar la diferencia entre la curva resultante y la real del termopar mediante la diferencia delta Riemann, como se muestra en la figura siguiente.

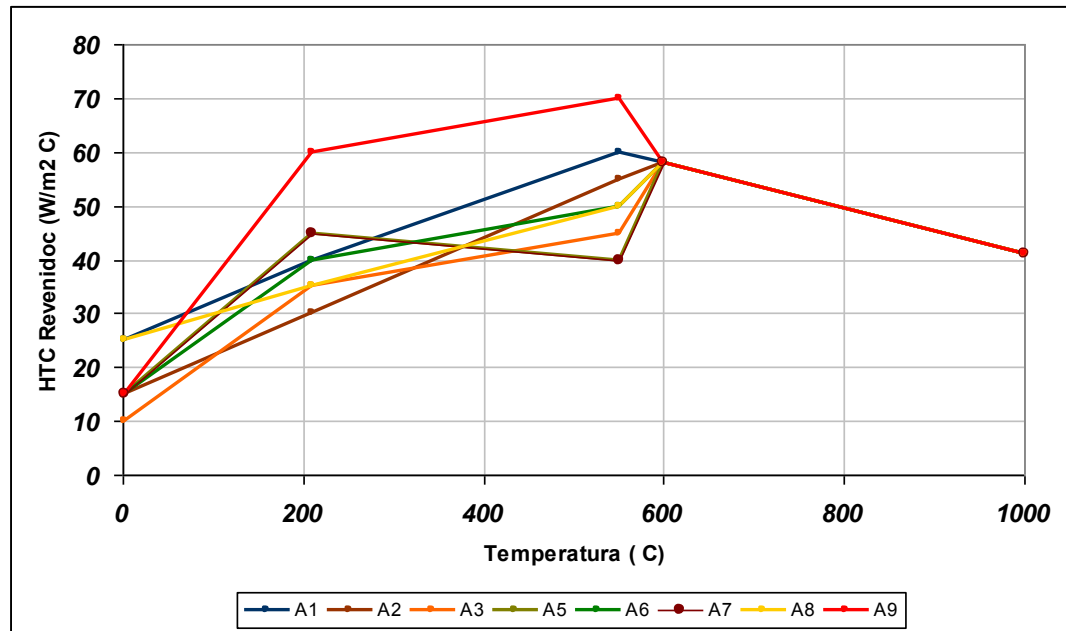


Una vez definiendo los límites del coeficiente de transferencia de calor, MAGMAFrontier correrá cada simulación en cada nivel definido de HTC, hasta encontrar el valor óptimo de HTC. Las siguientes figuras muestran los resultados arrojados por MAGMAFrontier.





Siguiendo la metodología anterior para todas las condiciones experimentales se obtuvieron los siguientes coeficientes de transferencia de calor por convección durante el revenido:



A1	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	25
210	40
550	60
600	58
1000	41

A2	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	15
210	30
550	55
600	58
1000	41

A3	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	10
210	35
550	45
600	58
1000	41

A5	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	15
210	45
550	40
600	58
1000	41

A6	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	15
210	40
550	50
600	58
1000	41

A7	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	15
210	45
550	40
600	58
1000	41

A8	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	25
210	35
550	50
600	58
1000	41

A9	
Temperatura (C)	HTC (W/m2 C)
1	15
210	60
550	70
600	58
1000	41

Apéndice C

PERFILES TERMICOS DE LA SIMULACION CON TIEMPO DE TEMPLE PROMEDIO.

Con fines de aislar el efecto del tiempo de temple y ver el comportamiento de las temperaturas de revenido y propiedades mecánicas, se realizaron las simulaciones con un tiempo de temple promedio de 0.32 segundos para todas las condiciones experimentales y se obtuvieron los siguientes perfiles de temperaturas.

Para la condición de austenizado de 900°C y flujo de enfriamiento de 830 l/min, se obtuvieron los siguientes perfiles:

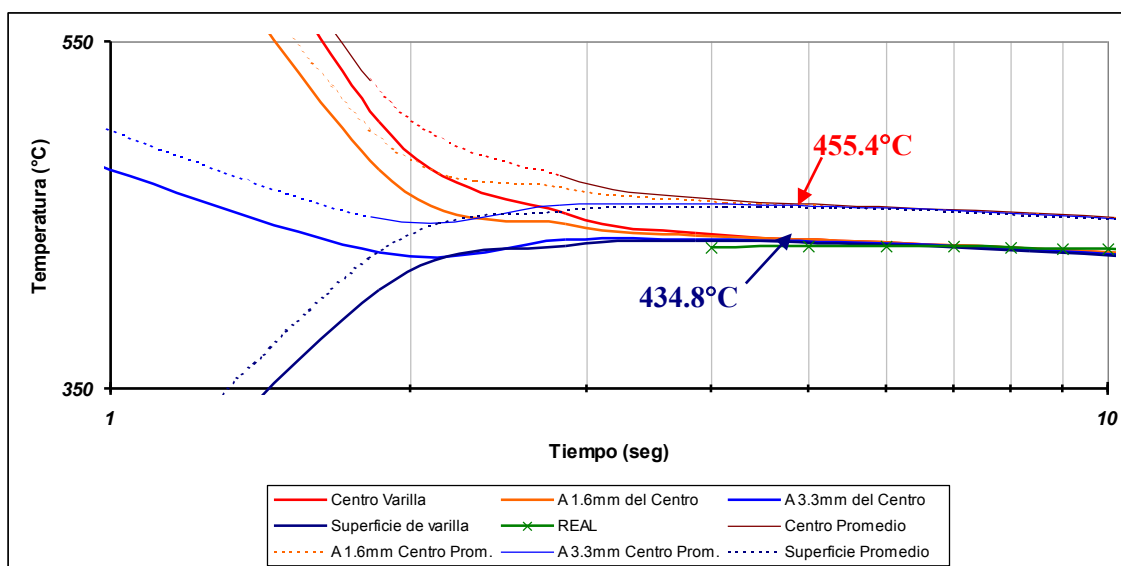


Figura C1. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

Se muestra una diferencia en las temperaturas alcanzadas de 20.5°C en un intervalo de tiempo de 0.04 segundos :

Para la condición de austenizado de 900°C y flujo de enfriamiento de 1000 l/min. se obtuvieron los siguientes perfiles:

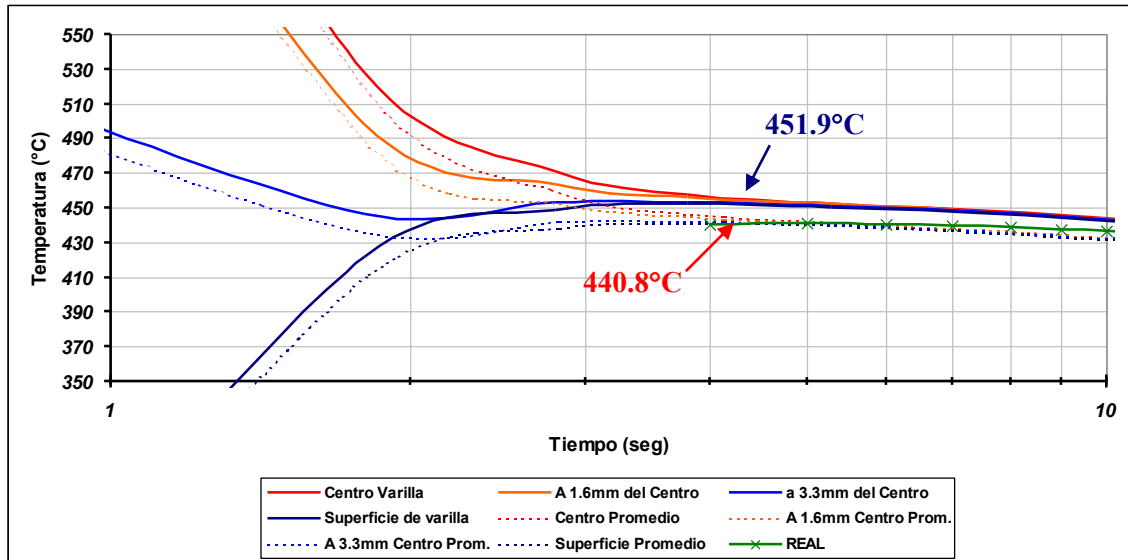


Figura C2. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

La diferencia entre estas curvas es de 11.1°C en un intervalo de tiempo de 0.02 segundos.

La condición de austenizado a 900°C y flujo de 1130 l/min. registra una diferencia de temperaturas de 28°C, en un intervalo de tiempo de 0.05 segundos.

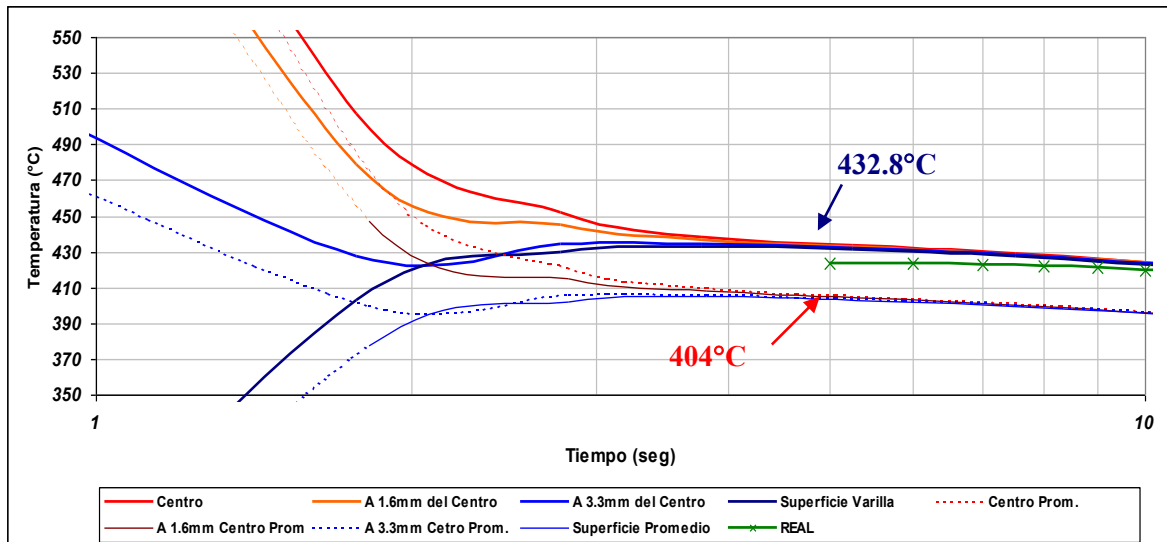


Figura C3. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

Para las condiciones de austenizado de 1000C y flujo de 830 l/min se muestran en la figura C4:

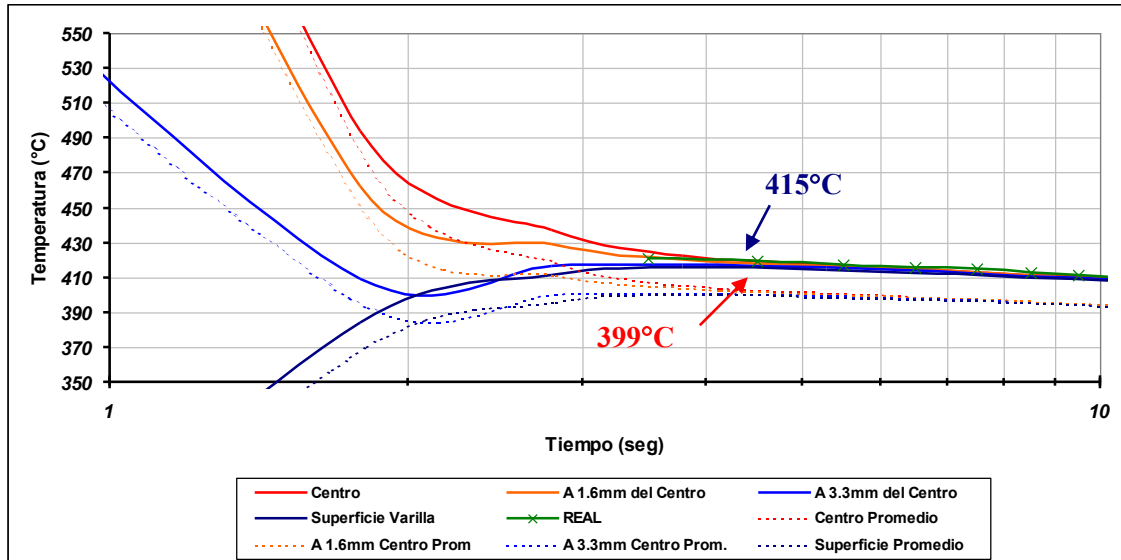


Figura C4. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

En promedio 15.72°C en un intervalo de tiempo de 0.03 segundos.

Los perfiles obtenidos para de un austenizado de 1000 y flujo de 1000 l/min. se muestran en la siguiente figura:

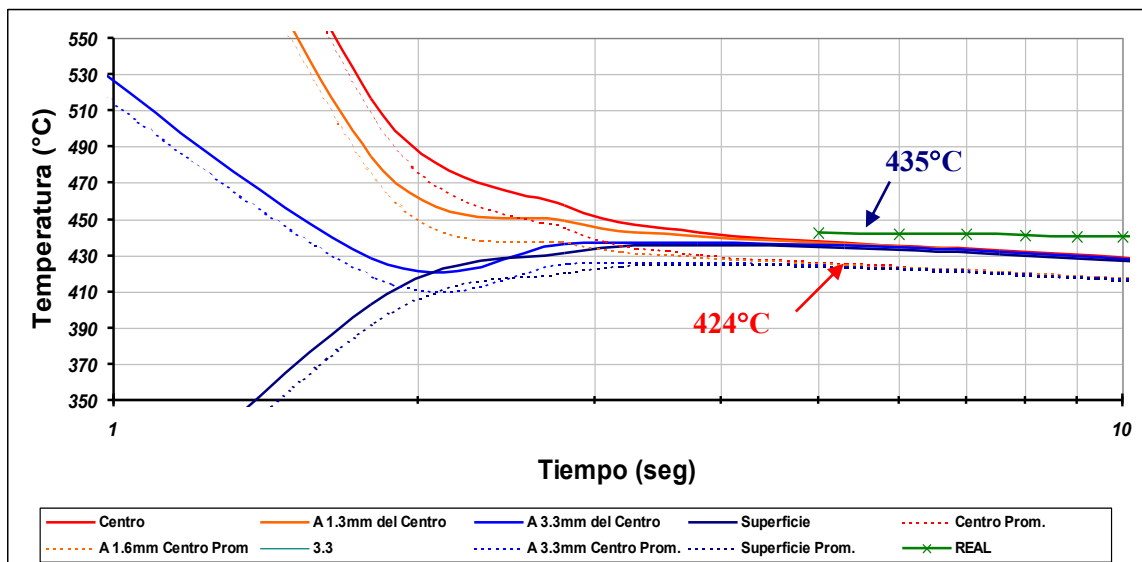


Figura C5. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

que es una diferencia de 11°C en un intervalo de tiempo de 0.01 segundos

Austenizando a 1100°C y flujo de 830 l/min, se obtienen los siguientes perfiles:

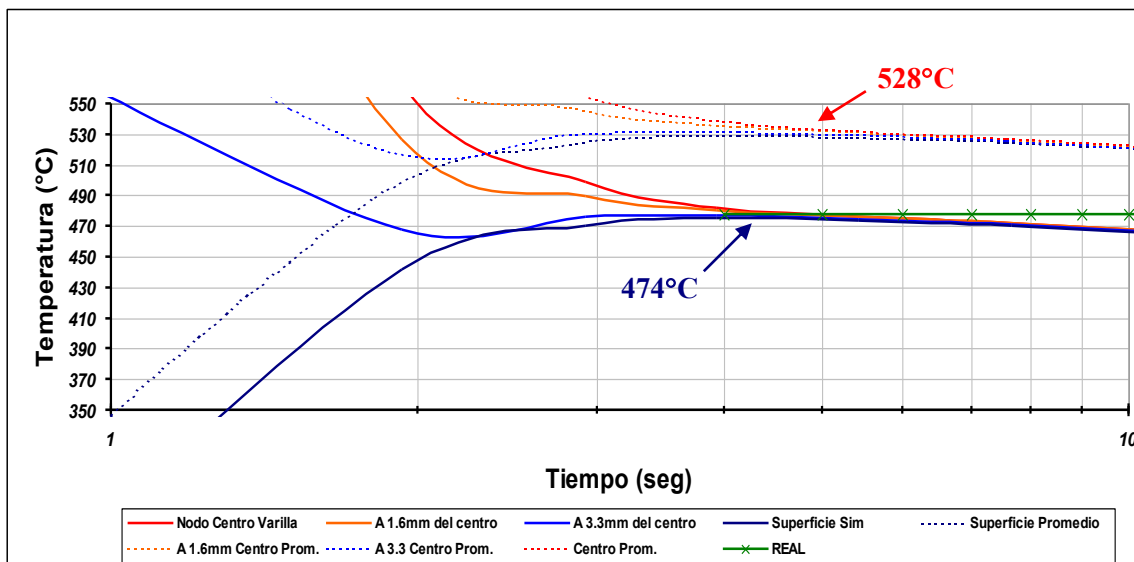


Figura C6. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

La diferencia es de 54C en una diferencia de tiempo de 0.11 segundos.

Los perfiles térmicos obtenidos de un austenizado de 1100 y flujo de 1000 l/min, se presentan en la siguiente figura:

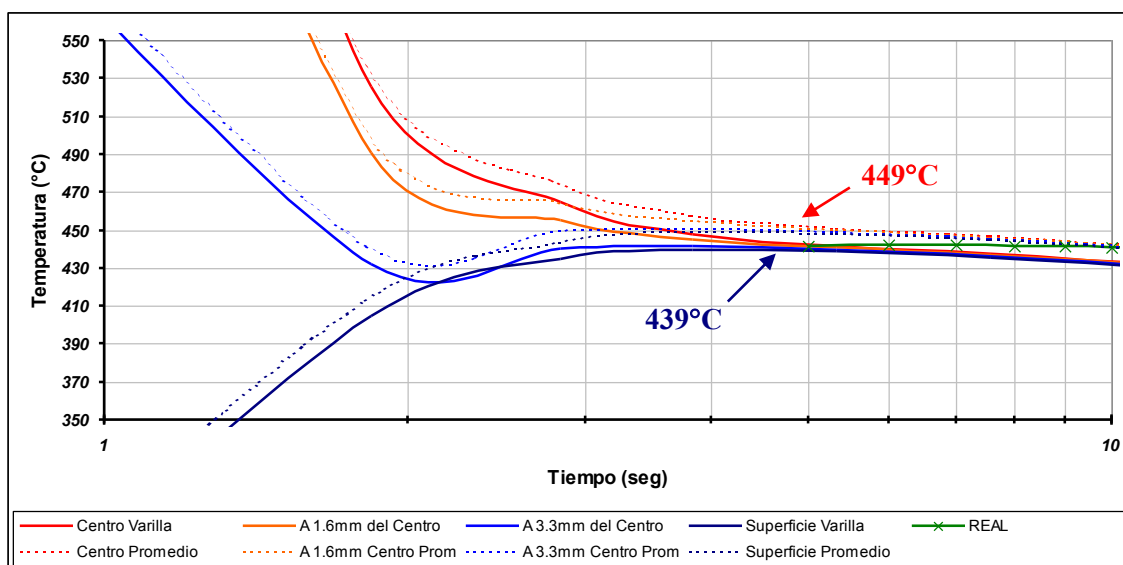


Figura C7. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

Una diferencia de 9.45°C en una diferencia de tiempo de 0.02 segundos.

La figura C8 muestra los perfiles térmicos a un austenizado de 1100°C y flujo de 1130 l/min, donde se observa una diferencia de 26°C en una diferencia de tiempo de 0.05 segundos.

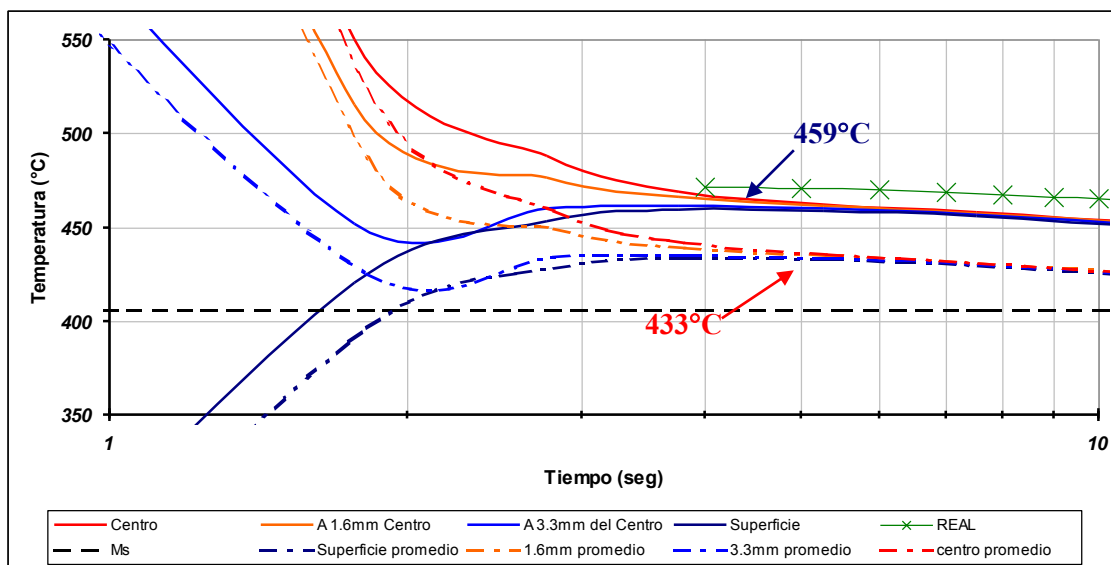


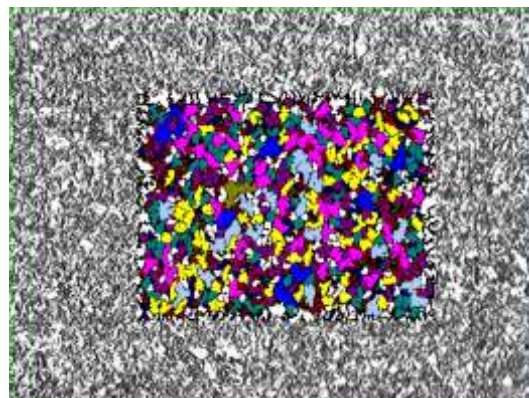
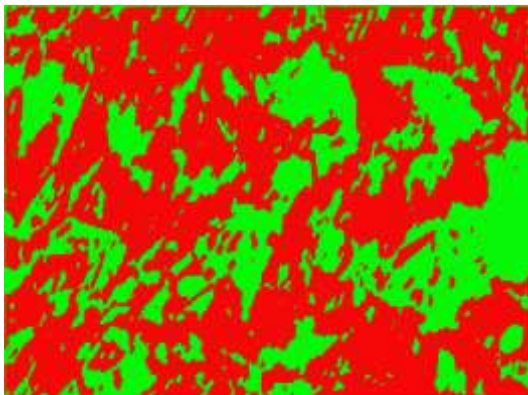
Figura C8. Comparación de los perfiles térmicos entre el tiempo de temple real y tiempo de temple promedio (las líneas punteadas indican el tiempo de temple promedio).

De las curvas anteriores podemos ver que el tiempo de temple tiene un efecto significativo en los perfiles térmicos que experimental la varilla, es decir, que para cambios muy mínimos en el tiempo de temple se obtiene diferencias en las temperaturas de revenidos obtenidas, y con esto las propiedades mecánicas se verían afectadas de manera significativa.

APENDICE D

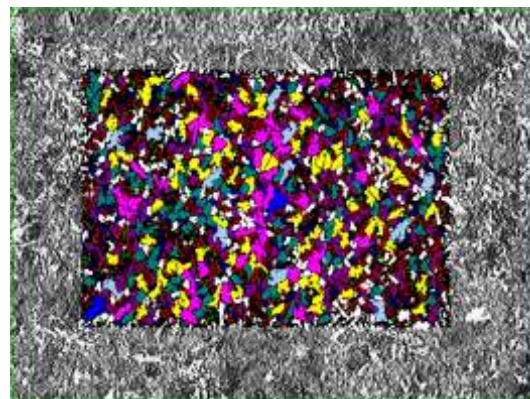
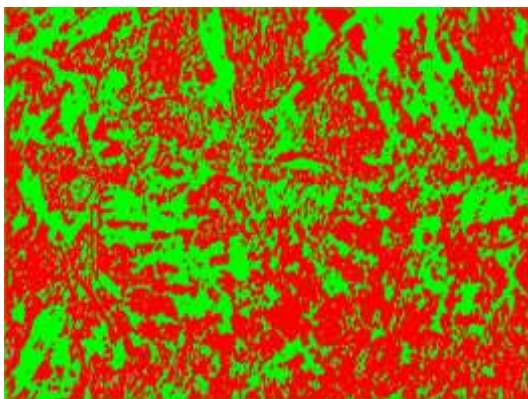
Fases Presentes y Tamaño de Grano

Austenizado a 900° C y 1130 l/min



Muestra	Cantidad de fases presente	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A1	Xf = 32.3 Xpb = 67.7	11

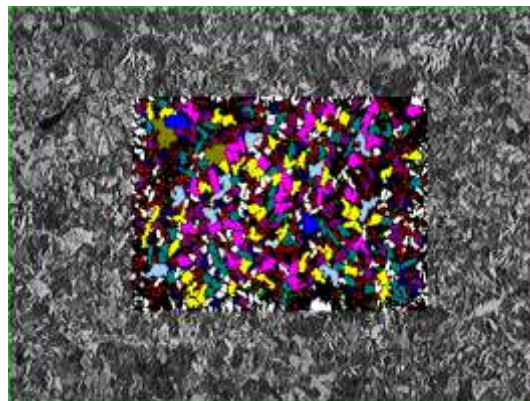
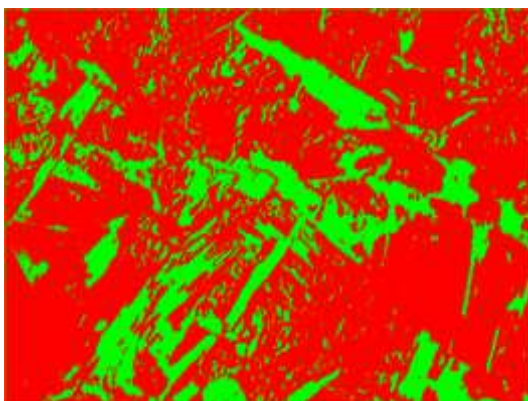
Austenizado a 900° C y 1000 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A2	Xf = 37.7 Xpb = 62.3	11.6

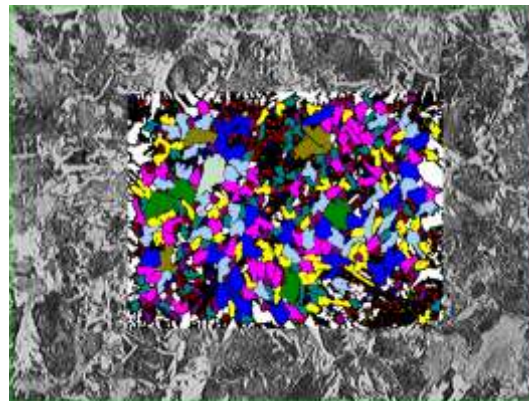
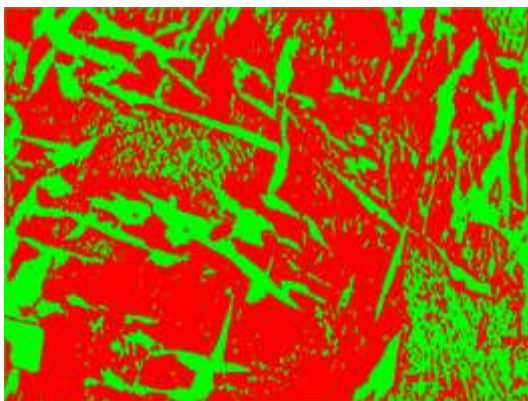
Nota: Xf se refiere al porcentaje de fase de ferrita y Xbp el porcentaje de bainita y perlita, Gf es el tamaño de grano de ferrita.

Austenizado a 900° C y 830 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A3	Xf = 25.5 Xpb = 74.5	11.3

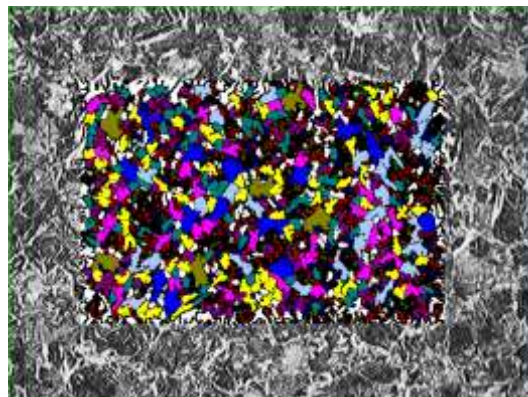
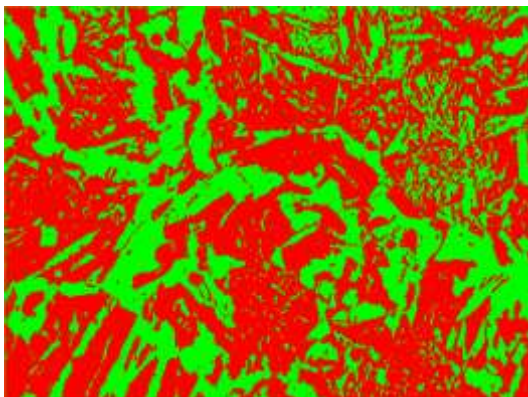
Austenizado a 1000° C y 830 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A5	Xf = 35.1 Xpb = 64.9	10.8

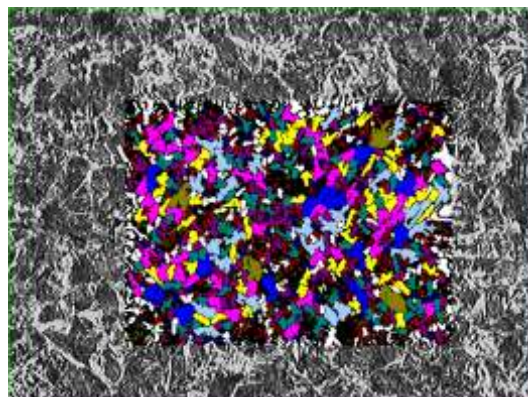
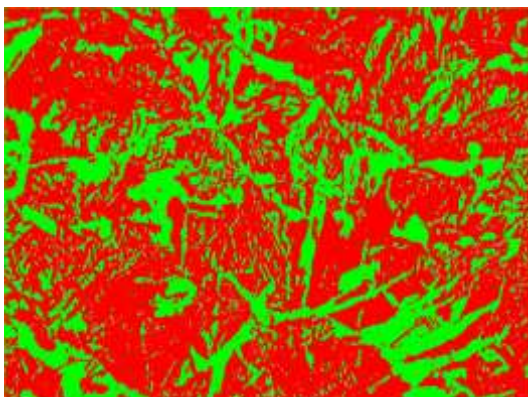
Nota: Xf se refiere al porcentaje de fase de ferrita y Xbp el porcentaje de bainita y perlita, Gf es el tamaño de grano de ferrita.

Austenizado a 1000° C y 1000 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A6	Xf = 33.2 Xp = 66.8	11

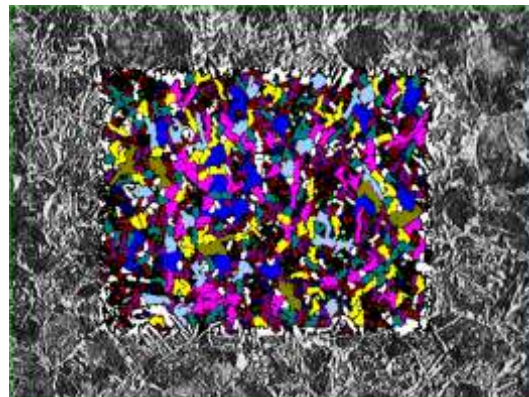
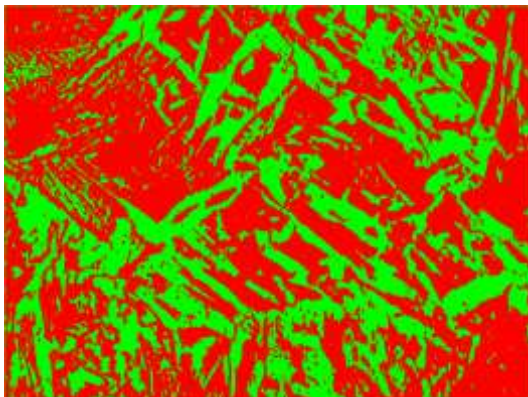
Austenizado a 1100° C y 830 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A7	Xf = 35.5 Xp = 64.5	11.2

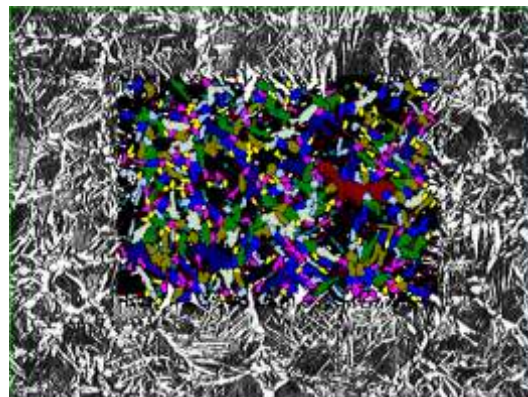
Nota: Xf se refiere al porcentaje de fase de ferrita y Xbp el porcentaje de bainita y perlita, Gf es el tamaño de grano de ferrita.

Austenizado a 1100° C y 1000 l/min



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A8	Xf = 35.6 Xp = 64.4	11.3

Austenizado a 1100° C y 1130 l/min.



Muestra	Cantidad de fases presentes	Tamaño de Grano ASTM (Gf)
A9	Xf = 28.9 Xp = 71.1	10.5

Nota: Xf se refiere al porcentaje de fase de ferrita y Xbp el porcentaje de bainita y perlita, Gf es el tamaño de grano de ferrita.

Lista de Tablas y Figuras

Lista de Tablas:

Tabla 1.	Clasificación de los aceros según su composición química.....	5
Tabla 2.	Tamaño de esferas que caben en intersticios de estructuras CC y CCC en Ángstrom.....	6
Tabla 3	Matriz de experimentación para la planta piloto. Los números indican el nivel utilizado.....	55
Tabla 4	Composición química del acero experimental G40 y varillas convencionales.....	63
Tabla 5.	Temperaturas de transformación resultantes de la aplicación de la fórmula de Andrews.....	64
Tabla 6.	Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 900° C.....	69
Tabla 7.	Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 1000° C.....	71
Tabla 8.	Tiempos de temple promedios para condiciones experimentales de austenizado a 1100° C.....	73
Tabla 9.	Resumen de resultados experimentales donde Xf y Xp son las cantidades de ferrita y perlita respectivamente al centro de la varilla.....	75
Tabla 10.	Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.....	80
Tabla 11.	Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.....	82
Tabla 12.	Temperaturas de revenido obtenidas por simulación.....	86
Tabla 13	Temperaturas de revenido obtenidas por simulación para tiempo de temple real y tiempo de temple promedio.....	86
Tabla 14.	Resumen de resultados obtenidos de ensayos mecánicos y metalográficos.....	94
Tabla 15.	Resultados experimentales y de predicción del modelo de correlación mediante el método de superficie de respuesta.....	96

Lista de Figuras:

Figura 1.1	Diagrama esquemático del proceso TEMPCORE, perfiles de temperatura y fases presentes durante el termo tratado (temple superficial).....	2
Figura 2.1	Estructura CCC.....	6
Figura 2.2	Estructura CC.....	6
Figura 2.3	Diagrama hierro carbono.....	8
Figura 2.4	Diagrama TTT para un acero eutectoide, A, austenita, B, bainita, M martensita, P, perlita.....	10
Figura 2.5	Influencia Relativa de los elementos formadores de ferrita o formadores de austenita.....	11
Figura 2.6	Factor de templabilidad de los principales elementos de aleación.....	12
Figura 2.7	Influencia del trabajo en frío en el comportamiento esfuerzo-deformación en un acero de bajo carbono.....	15
Figura 2.8	El movimiento de una dislocación cuando encuentra un límite de grano, ilustra como un límite de grano actúa como barrera al deslizamiento.....	16
Figura 2.9	Perfil térmico de un acero templado y revenido.....	20
Figura 2.10	Principal mecanismo de transformación estructura cristalina.....	22
Figura 2.11	Resumen de las características esenciales de las transformaciones del estado sólido en aceros.....	22
Figura 2.12	Etapas en el desarrollo de la microestructura bainítica.....	25
Figura 2.13	Porcentaje de transformación versus tiempo a diferentes temperaturas de transformación.....	29
Figura 2.14	(a) Nucleación a razón constante durante la transformación. (b) Lugares de saturación - toda nucleación ocurre al comienzo de la transformación- (c) transformación celular.....	30
Figura 2.15	(a)Inicio de transformación a temperatura M_s (b) Transformación progresiva por debajo de M_s	32
Figura 3.1	Un sistema muy difícil de modelar con la técnica de diferencias finitas (a). Esto se debe al hecho de que se necesitan aproximaciones complicadas en las fronteras del sistema. Una discretización por elementos finitos (b) es mucho más adecuada para tales sistemas.....	37
Figura 3.2	Los elementos de un sistema pueden ser 1D, 2D (triangulares o cuadriláteros) ó 3D (tetraédricos, hexaédricos, etc.). Pueden ser lineales o de un orden mayor.....	39
Figura 4.1	Diagrama esquemático de la planta piloto Tempcore.....	48
Figura 4.2	Horno de resistencia utilizado para austenizar las varillas de experimentación.....	49
Figura 4.3	Cañones de enfriamiento utilizados para temprar las varillas en la planta piloto.....	51

Figura 4.4	Disposición de los termopares tipo K en la cama de enfriamiento, para el registro de la temperatura de revenido.....	52
Figura 4.5	Variables involucradas en experimentación.....	53
Figura 4.6	Factores y niveles empleados en el diseño de experimentos factorial.....	54
Figura 4.7	Representación esquemática de los niveles de experimentación.....	55
Figura 4.8	Microdurómetro utilizado para evaluación de microdurezas de las probetas experimentales.....	58
Figura 4.9	Definición de la geometría de la sección transversal de la varilla como una circunferencia 2D.....	59
Figura 4.10	Malla generada sobre la geometría simulada, con elementos triangulares tipo DC203.....	61
Figura 5.1	Diagrama TTT calculado con el software MAP STEEL MUCG46 90 del grupo de transformación de fases de la Universidad de Cambridge U.K. para aleación G40 y convencional.....	66
Figura 5.2	Microestructura de una varilla experimental (G40) sin tratamiento térmico...	67
Figura 5.3	Microestructura de una varilla convencional (Nacional) sin tratamiento térmico.....	68
Figura 5.4	Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 830 l/min durante 0.36 segundos (Condición A3).....	69
Figura 5.5	Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.3 segundos (condición A2).....	69
Figura 5.6	Microestructura de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1,130 l/min durante 0.27 segundos (Condición A1).....	69
Figura 5.7	Microestructura de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 839 l/min durante 0.29 segundos (Condición A5).....	71
Figura 5.8	Microestructura de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.33 segundos (Condición A6).....	71
Figura 5.9	Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 830 l/min durante 0.43 segundos (condición A7).....	73
Figura 5.10	Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.34 segundos (Condición A8).....	73
Figura 5.11	Microestructura de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con n flujo de 1,130 l/min durante 0.27 segundos (Condición A9).....	73
Figura 5.12	Localización de los nodos en la sección transversal de la varilla.....	77
Figura 5.13	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 830 l/min durante 0.36 segundos (Condición A3).....	78
Figura 5.14	Correlación del perfil de temperatura de termopar y la condición simulada A3.....	78
Figura 5.15	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.3 segundos (Condición A2).....	79

Figura 5.16	Correlación del perfil térmico de temperatura real del termopar y la condición simulada A2.....	79
Figura 5.17	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 900° C y enfriado con un flujo de 1,130 l/min durante 0.27 segundos (Condición A1).....	80
Figura 5.18	Correlación del perfil de temperatura real del termopar y la condición simulada A1	80
Figura 5.19	Perfiles térmicos de la sección transversal de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 830 l/min durante 0.29 segundos (Condición A5).....	81
Figura 5.20	Correlación del perfil de temperatura real del termopar y la condición simulada A5.....	82
Figura 5.21	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1000° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.33 segundos (Condición A6).....	82
Figura 5.22	Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A6.....	83
Figura 5.23	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 830 l/min durante 0.43 segundos (condición A7).....	84
Figura 5.24	Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A7.....	84
Figura 5.25	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1,000 l/min durante 0.34 segundos (Condición A8).....	85
Figura 5.26	Correlación del perfil real del termopar y la condición A8.....	85
Figura 5.27	Perfiles térmicos de la sección transversal de la varilla de un temple desde una temperatura de 1100° C y enfriada con un flujo de 1,130 l/min durante 0.27 segundos (Condición A9).....	86
Figura 5.28	Correlación del perfil real del termopar y la condición simulada A9.....	86
Figura 5.29	Velocidad de enfriamiento que experimenta la superficie de la varilla para cada condición experimental.....	88
Figura 5.30	Perfiles térmicos obtenidos mediante ABAQUS.....	89
Figura 5.31	Perfiles térmicos obtenidos mediante MAGMA.....	89
Figura 5.32	Comportamiento de la dureza promedio de la varilla en función de la temperatura de austenizado utilizadas en experimentación.....	91
Figura 5.33	Distribución de durezas en dirección radial de la varilla para un austenizado de 900° C.....	91
Figura 5.34	Distribución de durezas en dirección radial de la varilla, para un austenizado de 1000° C.....	92
Figura 5.35	Distribución de durezas en dirección radial de la varilla, para un austenizado de 1100° C.....	92
Figura 5.36	Comportamiento de la resistencia a la cadencia en función de la temperatura para cada condición experimental.....	93

Figura 5.37	Comportamiento de la resistencia última a tensión en función de la temperatura de revenido para cada condición experimental.....	93
Figura 5.38	Comparación de los resultados obtenidos del modelo y resultados de ensayos mecánicos.....	97
Figura 5.39	Comparación de los resultados obtenidos del modelo y resultados de ensayos mecánicos.....	97
Figura 5.40	Superficie obtenida del modelo de regresión de segundo orden.....	98
Figura 5.41	Perspectivas de la curva resultante de la resistencia de tensión de datos reales de experimentación.....	98
Figura 5.42	Distribución de residuales con respecto a la temperatura.....	99
Figura 5.43	Distribución de residuales con respecto al flujo.....	100

Referencias Bibliográficas

1. - Pat L. Mangonon. Ciencia de Materiales: selección y Diseño, Pearson, pp. 460 - 472, 2001
2. - Callister. Material Science and Engineering, pp 101 - 127, 2000.
3. - R W K Honeycomb: Steels Microstructure and Properties. Metallurgy and Material Science Series, pp 1 - 11, 1980.
4. - Chopin Jaffe. Aceros Especiales, pp. 30 – 45, 1980
5. - Bain and Paxton: Alloying Elements in Steel, American Society for Metals pp. 123-150
6. - Porter D.A, Eastterling, K.E, Phase Transformation in Metals and Alloys, Champman & Hall pp. 262 385, 1998.
7. - N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik and J.-P. Schillé, The Calculation of TTT and CCT diagrams for General Steel, 2001.
8. - K. D. H. Bhadeshia Avrami. Theory for transformations from non-uniform austenite grain structures, 2003.
9. - Anyl Kummar Sinha. Ferrous Physical Metallurgy, Butterworths, (1989) 101 – 123.
10. - J.S. Kirkaldy and D. Venugopalan. Prediction of microstructure and Hardenability in Low alloy steels, Prentice Hall. 125-146, 2002.
11. - M.P. Andres, M. Cars. Hardenability: An Alternative to the use of grain size as calculation parameter, 1987
12. - J.N. Reddy, Finite Element Method, McGraw-Hill International Edition, pp 18 - 63, 1993.
13. - Sabed Moaveni, Finite element analysis Theory and applications with ANSYS, Prentice Hall, pp 1 – 45, 1999.
14. - Dr. Jan Grudziński, Método de elementos finitos, pp. 11 – 70, 1999.
15. - Montgomery, Diseño y análisis de experimentos, LIMUSA WILEY, pp. 392 – 488, 2003.
16. - Steven Chapra, Métodos numéricos para Ingenieros, McGraw-Hill, pp. 462 – 495, 2000.
17. - Yunus A. Cengel, Heat transfer a practical approach, McGraw-Hill, pp 62 – 84, 2002.

18. - James Welty, Transferencia de calor aplicada a la ingeniería, LIMUSA Noriega, pp. 21-31, 41 – 59, 1992.
19. - Faires Douglas, Burden Richard L., Análisis numérico, Iberoamericana, pp. 445 – 512, 1985.
20. - Gernot Koztors, Phase transformations in materials, WILEY-VCH Verlag GmbH, 2001.
21. - Howard E. Boyer, Practical Heat Treating, American Society for Metals, pp 17 – 34, 91 – 180, 1984.
22. - Richard Burden, J. Douglas Faires, Análisis Numérico, Grupo Editorial Iberoamerica, pp. 93-221, 531-609. 1985.
23. - Roberto Méndez Méndez, Aplicación del Método de Elementos Finitos en la solución de problemas de Ingeniería Mecánica, pp. 3-53, 2004.
24. - D. R. Poirier and G. H. Geiger, Transport Phenomena in Materials Processing, pp 57-60, 187-240, 280-315, TMS, 1994.
25. - J. J. Moore, Chemical Metallurgy Second Edition, Butterworths, pp 32-106, 2004.
26. - Donald R. Askeland, Ciencia e Ingeniería de los Materiales, International THOMSON, pp. 105-220, 1998
27. - Frank P. Incropera, David P. De Witt, Fundamentos de Transferencia de Calor, PEARSON, pp. 212-333, 1999.
28. - Harry Chandler, Heat Treater's Guide Practices and Procedures for Irons and Steels, ASM International 2nd Edition, 2000.
29. - Jorge Cortes, Víctor Raudry, Enrique Vera, Sistema Predictor de la Distribución martensítica en componentes automotrices templados directamente del trabajo en caliente, ITESM, 2002.
30. - ABAQUS Conference Proceedings, User Conference, Mayo 2004.
31. - Cetinel, Toparli, Ozsoyeller, A finite element based prediction of the microstructural evolution of steels subjected to Tempcore process, ELSEVIER, 1999
32. - Masato ENOMOTO, Prediction of TTT-diagram of Proeutectoid ferrite reaction in alloys from diffusion growth theory, ISIJ International, 1992.
33. - Prakash Agarwal and Brimacombe, Mathematical Model of Heat Flow and Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel Rods for wire, Metallurgical Transactions B, 1981.
34. - William B. Bickford, Finite Element Method, IRWIN, EUA, 1994, pp 2, 3, 424.
35. - D. A. Anderson. J. C. Tannehill, and R. H. Pletcher, Computational Fluid Mechanics and Heat Transfer, Hemisphere, Washington, D.C., 1984.
36. - Kenneth H. Huebner, Earl A. Thornton and Ted G. Byron, the Finite Element Method for Engineers, Wiley-Interscience, third edition, New York, 1995, pp 5-20.
37. - R. W. Clough, "The Finite Element Method in Plane stress Analysis", Proceeding of 2nd ASCE Conference on Electronic Computation, Pittsburgh, PA, 1960, pp 8-15.
38. - R. Courant, "Variational Method for Solutions of Problems of Equilibrium and Vibrations", bull. Am. Math. Soc., Vol. 49, 1943, pp 1-23.
39. - J. Greenstadt, "On Reduction of Continuum Problems to discrete Form", IBM J. Res. Dev. Vol. 3, 1959, pp 353-363.

40. - P. M. Morse and H. Feshbach, *Methods of Theoretical Physics*, McGraw-Hill, New York, 1954, Section 9.3.
41. - W. Prager and J. L. Synge, “ Approximation in Elasticity Based on the concept of function space”, *Q. Appl. Math.*, Vol. 5, 1947, pp 241-269.
42. - A. Hrenikoff, “ Solution of Problems in Heat Transfer by the Framework Method”, *J. Appl. Mech.*, Vol. 8, 1941, pp 168-175.
43. - O. C. Zienkiewics and Y. K. Cheung. “ Finite Element in the solution of field Problems”, *Engineer*, Vol. 220, 1965, pp 507-519.
44. - B. A. Finlayson and L. E. Scriven, “The Method of weighted residuals – a review”, *Appl. Mech. Rev.*, Vol. 19, No. 9, 1966, pp 735-748.
45. - L. Collatz, “ The numerical treatment of differential equations”, Springer, Berlin, 1999.
46. - D. Rabbe, *Computational Material Science: The simulation of material, microstructures and properties*, Wiley-VCH, 1998, pp 40.
47. - MAGMASOFT Version 4.4, MAGMA GmbH, Kcckertstr. 11, 52072 Achen, Germany, Copyright 1989-2005.
48. - H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in Steels*, Institute of Materials, Second Edition, pp 237-265. 2001
- 49.- Wendy Pullan, *Structure in Science and Art*, Cambridge University Press, pp 25-32, 2000.
50. - C.M. Wayman, *Physical Metallurgy*, 4th Edition, Elsevier Science, North Holland, pp. 1507-1554, 1996.
51. - C.Y. KUNG and J.J. RAYMENT, An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of Ms temperature, American Society for metals and the metallurgical society of AIME, *METALLURGICAL TRANSACTION A*, Volume 13A, pp 328, 1982.